Introducción al Estudio de los Tratamientos Térmicos de los Productos Metalúrgicos

por A. PORTEVIN
Ingeniero Consultor. - Profesor de la Escuela Superior de Fundición, de la Escuela Superior de Soldadura Autógena y de la Escuela Central de París

●

Traducción bajo la dirección de
S. GERSZONOWICZ
Director del Instituto de Electrotécnica de la Facultad de Ingeniería de Montevideo

●

MONTEVIDEO
R. O. del URUGUAY
1945

FACULTAD DE INGENIERIA Y RAMAS ANEXAS

CERRITO 73 — MONTEVIDEO (URUGUAY)

Introducción al Estudio de los Tratamientos Térmicos de los Productos Metalúrgicos

Introducción al Estudio de los Tratamientos Térmicos de los Productos Metalúrgicos

por A. PORTEVIN

Ingeniero Consultor. - Profesor de la Escuela Superior de Fundición, de la Escuela Superior de Soldadura Autógena y de la Escuela Central de París

Traducción bajo la dirección de

S. GERSZONOWICZ

Director del Instituto de Electrotécnica de la Facultad de Ingeniería de Montevideo

MONTEVIDEO

R. O. del URUGUAY

1945

PREFACIO DEL TRADUCTOR

Tenemos el agrado de presentar a los estudiantes, ingenieros y técnicos de lengua española la versión de la obra "Introduction à l'étude des traitements thermiques des produits métallurgiques" del Profesor Albert Portevin.

La fama del autor nos dispensa de insistir sobre su personalidad. Ex-presidente de la "Société des Ingénieurs Civils de France", su obra, muchas veces premiada, le valió las medallas Carnegie y Bessemer del "Iron and Steel Institute" de Londres y otras de numerosas sociedades científicas y técnicas francesas, así como los títulos de Ingeniero "Honoris Causa" de la Universidad de Lieja y de Doctor "Honoris Causa" de la Escuela Superior de Minas de Pribram, Checoslovaquia. En octubre de 1939 iba a recibir el título de Doctor "Honoris Causa" de la Academia de Minas de Cracovia.

Este libro reúne — con ciertas modificaciones — las clases sobre el tema profesadas por el autor en la Escuela Central (E. C. P.), Escuela Superior de Fundición y Escuela Superior de Soldadura Autógena de Paris. Para mayor homogeneidad el autor indica de preferencia sus propios trabajos para el complemento de información, y puede hacerlo por ser uno de los primeros investigadores que consiguieron aclarar el mecanismo del temple de los aceros y de los que más han estudiado los complejos problemas de los tratamientos térmicos de las aleaciones.

La finalidad de la obra es esencialmente didáctica; será útil no sólo a los ingenieros o estudiantes de ingeniería, sino también a los técnicos sin grado universitario especializados en la materia. La notable accesibilidad del libro fué el motivo principal por el cual solicitamos del Consejo de nuestra Facultad que facilitara la impresión de la presente versión, basada

en la edición francesa del año 1934, revisada y considerablemente ampliada por el autor. El Consejo, presidido entonces por el Ing. L. Giorgi, compartió nuestro punto de vista, pero por diversas razones independientes de nuestra voluntad el libro tardó en imprimirse.

Nos es grato hacer constar la ayuda prestada por varios entonces estudiantes de nuestra Facultad, quienes hicieron un primer esbozo de traducción, que sirvió de base al texto actual. Las condiciones en que tuvimos que trabajar fueron particularmente desfavorables, puesto que no pudimos estar en contacto con el autor mientras traducíamos. La única palabra francesa que hemos mantenido es "écrouissage" por no existir en español el vocablo que traduzca exactamente su significado.

Creemos que el libro será de positiva utilidad en América Latina, donde las industrias metalúrgicas van creciendo rápidamente en importancia. Esta creencia — y el homenaje que esta versión constituye, en la persona de uno de sus representantes más distinguidos, a la ciencia y técnica francesas, que en este momento se reincorporan a la comunidad civilizada — nos sirven de recompensa por el trabajo efectuado.

Prof. S. Gerszonowicz
Director del Instituto de Electrotécnica
de la Facultad de Ingeniería

Montevideo, enero de 1945.

INDICE

Capítulo Página

CAPITULO I

METODOS DE ESTUDIO CUALITATIVO Y CUANTITATIVO DE LOS PUNTOS DE TRANSFORMACION DE LOS ACEROS. — PUNTOS DE TRANSFORMACION DE LOS ACEROS AL CARBONO

El temple del acero, vale decir, el endurecimiento que se obtiene calentándolo y enfriándolo inmediatamente de una manera brusca, es conocido y utilizado desde la antigüedad. La observación y la práctica pusieron en evidencia desde el principio dos factores: la temperatura de calentamiento y el medio refrigerante.

Pero recién al final del siglo XVIII, el análisis del acero mostró que el carbono desempeña un papel preponderante y que el medio de temple no ejerce ninguna acción química; el baño de temple actúa por la rapidez del enfriamiento y las modificaciones debidas al temple se explican por una modificación de estructura, como lo había presentido Reaumur en 1722.

En 1868, Tschernoff demostró la existencia de una temperatura mínima, que es necesario sobrepasar en el calentamiento, para que el acero pueda ser templado. En la misma época, Gore y Barret mostraron la existencia de anomalías de dilatación durante el calentamiento y el enfriamiento de los aceros; la dilatación que se produce en el enfriamiento resultaba acompañada por un desprendimiento de calor visible en la oscuridad para los aceros carburados: es el fenómeno de *recalescencia.* Osmond agregó los hechos fundamentales siguientes:

1º — Descubrimiento de los puntos de transformación del hierro e influencia sobre estos puntos del carbono y de diversos elementos, particularmente níquel y manganeso.

2º — *Correlación entre la posición del punto de transformación en el enfriamiento, el aspecto micrográfico y las propiedades posteriores al enfriamiento.*

3º — Descubrimiento del componente austenita, en el caso de no producirse transformación durante el enfriamiento.

4º — Influencia de la temperatura y de la duración del calentamiento sobre la posición térmica de la transformación durante el enfriamiento.

Estos hechos permitieron a Roberts Austen bosquejar el primer diagrama de las aleaciones hierro-carbono, al cual Roozeboom aplicó, en 1900, la regla de las fases de Gibbs, puesta en evidencia por H. Le Châtelier.

Esta brevísima reseña histórica, reducida a algunos hechos principales, muestra la relación existente entre el fenómeno del temple del acero, su contenido de carbono y los puntos de transformación.

Determinación de los puntos de transformación del acero

La existencia de los puntos de transformación puede ser puesta en evidencia sin ningún aparato o con aparatos improvisados (para más detalles sobre estas experiencias y aparatos podrá consultarse el capítulo anexo I bis que sigue a éste).

1º — Observación, en la oscuridad, del enfriamiento de un acero carburado que hace aparecer la recalescencia: hemos aumentado notablemente la visibilidad de este fenómeno disponiendo alternativamente muestras contiguas de hierro-níquel y de acero duro de 0,9%C, operando de este modo con un método cualitativo diferencial.

Queda puesto así en evidencia el fenómeno *térmico.* Es fácil verificar, por medio de un imán, que este fenómeno es acompañado, en los aceros carburados, por la reaparición del *magnetismo,* durante el enfriamiento, magnetismo que había desaparecido durante el calentamiento, como puede verificarse de la misma manera.

Estos fenómenos caloríficos y magnéticos pueden ser utilizados en la práctica de temple y también como medio de descubrir los errores grandes de los pirómetros en la forma que indicaremos más adelante.

2º — Examen de los fenómenos de *dilatación* de los hilos de acero duro por diversos procedimientos, particularmente los siguientes:

a) — Observación de la flecha de un hilo largo tendido entre dos soportes; el calentamiento del hilo se obtiene por medio de corriente eléctrica. Se nota, en el calentamiento, y sobre todo en el enfriamiento, una anomalía de dilatación traducida por la variación de la flecha.

b) — Ampliación de la dilatación del hilo tendido horizontalmente, o mejor verticalmente, mediante el empleo de una aguja que se desplaza delante de un cuadrante.

Se puede observar por medio de un imán y particularmente con el primer dispositivo, la concordancia existente, en los aceros duros, entre las anomalías de dilatación y la desaparición y el retorno del magnetismo.

Esta experiencia de la dilatación de un hilo puede ser utilizada en aparatos que registran los fenómenos inscribiendo una curva dilatométrica que permite en la enseñanza realizar una presentación muy clara de la influencia de los diversos factores que actúan sobre el fenómeno de transformación: composición del acero, temperatura de calentamiento y aún velocidad de enfriamiento.

Tal es el objeto de dos aparatos ingeniosos:

1º — El dilatómetro diferencial de hilos Chévenard;
2º — El aparato Geugnon;
que serán descriptos más adelante, en el capítulo anexo I bis relativo a las experiencias.

Estas observaciones constituyen el punto de partida para el estudio científico del temple; basta con someter estos fenómenos a un estudio metódico, transformando las experiencias

cualitativas en *procedimientos de medida precisos y sensibles.*

Numerosos métodos y aparatos se han imaginado con ese objeto; nos limitaremos a los que son actualmente, en los laboratorios industriales, los aparatos más usuales y más apropiados para la caracterización y el estudio de los aceros desde el punto de vista del temple. Son:

1º) — *El galvanómetro doble Saladin-Le Châtelier-Broniewski* para poner en evidencia los fenómenos térmicos.

Este aparato traza automáticamente, sobre una placa fotográfica, una curva que expresa, en función de la temperatura θ de la muestra, la diferencia θ-θ' entre las temperaturas θ de la muestra y θ' de un cuerpo patrón sometido a las mismas variaciones térmicas exteriores, vale decir calentado en el mismo horno o enfriado en el mismo recinto. El cuerpo patrón es un metal o aleación desprovisto de singularidades térmicas dentro de la zona de temperatura estudiada, por ejemplo el níquel por encima de 350º, o mejor aún, el pyros (aleación de níquel con 10 % de Cr, poco oxidable y desprovisto de singularidades térmicas).

Este galvanómetro doble realiza automáticamente el método diferencial imaginado por Roberts Austen con el fin de poner en evidencia los pequeños desprendimientos o absorciones de calor, al mismo tiempo que se elimina el efecto de las perturbaciones exteriores. Estas últimas, en efecto, afectan al conjunto que forman la muestra y el cuerpo patrón y no actúan sobre la diferencia θ-θ'; por otra parte, el galvanómetro que da la diferencia θ-θ' puede ser muy sensible, porque sólo debe medir pequeñas diferencias de temperatura.

Las dos ventajas, gran sensibilidad y eliminación de las influencias exteriores, son comunes a todos los métodos diferenciales.

Se observan, pues, sobre la curva diferencial, las temperaturas en que aparecen anomalías, fracturas o ganchos; además, se podría apreciar, como lo hemos indicado [1], la intensidad

---

(1) — A. Portevin, Rev. Mét., V. 295, 1908.

de los desprendimientos térmicos; pero el método térmico presenta el grave inconveniente de que la sensibilidad de sus indicaciones depende de la velocidad de las transformaciones. En efecto, la variación de temperatura, que individualiza la transformación, no depende únicamente de la intensidad de esta transformación, es decir de la cantidad total de calor interno $\triangle Q$ desarrollado (desprendido o absorbido), sino de la cantidad $\triangle Q/\triangle t$ de calor por unidad de tiempo; dicho de otro modo, depende de la velocidad de transformación. Por consiguiente resulta que:

a) — el método térmico falla en el estudio de las reacciones lentas, ese es el caso de las transformaciones que se efectúan a baja temperatura, que son precisamente las que acompañan al temple;

b) — la comparación cuantitativa de los fenómenos es delicada, precaria y a veces imposible, cuando la velocidad varía entre límites amplios, lo que constituye un inconveniente particularmente serio en el estudio de los tratamientos térmicos, uno de cuyos fines es precisamente considerar el papel desempeñado por las velocidades de calentamiento y enfriamiento.

El método térmico ofrece en principio la ventaja de ser de empleo general, puesto que un cambio de estado resulta siempre acompañado por una manifestación térmica más o menos intensa o más o menos rápida, y de ser aplicable tanto a los cuerpos sólidos como a los cuerpos líquidos. En cambio, los inconvenientes que acabamos de señalar hacen preferibles en el estudio de los fenómenos de temple, los métodos físico-térmicos basados en el estudio de la dilatación, de las propiedades eléctricas (resistividad, poder termo-eléctrico, etc.) y magnéticas, etc., que están exentos de esos defectos.

Paralelamente al método de análisis térmico, se pueden imaginar tantos métodos de análisis físico como propiedades físicas existen; todo cambio de estado, toda transformación, son acompañados de una variación más o menos grande de las propiedades físicas, cuya observación indicará la temperatu-

ra o el intervalo de temperaturas en que se efectúa la reacción y cuya amplitud, independiente de la velocidad de las variaciones térmicas, permitirá evaluar la intensidad de la reacción.

Entre los métodos de análisis físico de los sólidos, el basado en la observación de los fenómenos de dilatación lineal aparece como el más sensible, el más cómodo y el más preciso. En efecto, los cambios de estado de una sustancia afectan siempre las dimensiones de la muestra. La amplitud del fenómeno es notable y por consiguiente, muy fácil de medir en gran número de productos industriales: aleaciones de hierro, bronces, ladrillos de sílice, etc. Pero, aún en el caso de que la singularidad dilatométrica es muy pequeña, como en los duraluminios, se puede siempre efectuar un análisis minucioso, porque se dispone en la actualidad de procedimientos extremadamente sensibles para apreciar los pequeños cambios de longitud.

Por último, los resultados del análisis dilatométrico son fácilmente interpretables; la dilatabilidad de un agregado en ningún caso se aparta mucho de lo previsto conforme a la ley de las mezclas; cualquier anomalía específica de un elemento del agregado se traduce pues por una singularidad en la curva de dilatación, aún cuando este elemento exista en muy pequeña proporción.

El método dilatométrico presenta la ventaja, sobre los métodos eléctricos y magnéticos, de poseer una sensibilidad menor a las acciones secundarias: impurezas, historia térmica, etc. Por ejemplo, simples indicios de una impureza pueden acrecentar notablemente la resistividad de un metal, mientras que el cambio de dilatabilidad es siempre del mismo orden de magnitud que la proporción del elemento extraño. De esta manera, los fenómenos parásitos no pueden ocultar los hechos esenciales; pero, gracias a la sensibilidad del método dilatométrico, se podrá realizar un estudio minucioso de las manifestaciones secundarias y progresar así, etapa por etapa, hacia el conocimiento de los fenómenos reales.

Pero en cambio, este método sólo es aplicable en los sólidos; deja de ser utilizable a las temperaturas en que predominan las deformaciones viscosas. Se debe recurrir entonces a la dilatación cúbica, cuya medida es desgraciadamente menos precisa y mucho menos cómoda que la de la dilatación lineal.

2º — *Dilatómetros diferenciales registradores Chévenard* para demostrar las anomalías dilatométricas.

Estos aparatos que describiremos más adelante, poseen, además de las ventajas propias del método dilatométrico, las que hemos indicado para los procedimientos diferenciales. Además, la supresión de los galvanómetros hace que el trazado de las curvas sea insensible a las trepidaciones que constituyen la calamidad de los laboratorios de fábrica.

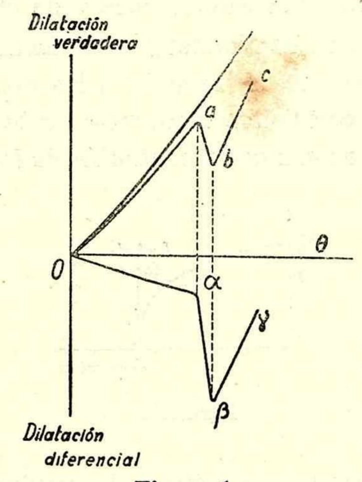


Figura 1

El montaje diferencial permite amplificar en forma considerable, sea ópticamente por reflexión sobre un espejo, sea mecánicamente con palancas y una aguja de gran longitud, la diferencia existente entre la dilatación de una barra patrón y la de la barra de ensayo; es lo que enseña esquemáticamente la figura 1 que indica la correspondencia entre las curvas de dilatación verdadera $\triangle l = f(\theta)$ para el acero y el cuerpo patrón de pyros y la curva diferencial tal como la suministra el aparato.

El dilatómetro con registro óptico es ante todo un aparato de investigación y de estudio científico, porque revela, con una gran precisión y una gran finura de trazado, las menores singularidades dilatométricas.

El dilatómetro con registro mecánico presenta la gran ventaja de suministrar una curva que es constantemente visible durante su trazado; se puede seguir el fenómeno y, cuando se desee, detener o modificar la marcha de la operación. Es conveniente para el estudio rápido e inmediato de una materia desconocida y resulta particularmente adecuado en los trabajos de los laboratorios industriales y de enseñanza.

Este conjunto de cualidades y esta facultad de adaptación del método dilatométrico diferencial a los distintos casos hacen que, en toda esta exposición, *recurramos a las curvas dilatométricas diferenciales para la presentación de los fenómenos.*

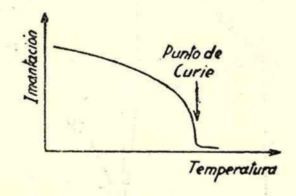


Figura 2

3º) — *Aparatos termo-magnéticos.* La variación de la imantación de todos los cuerpos ferro-magnéticos en función de la temperatura. pone en evidencia con gran sensibilidad y nitidez (fig. 2) la anomalía reversible, o punto de Curie, que señala durante el calentamiento el pasaje al estado amagnético o paramagnético e inversamente durante el enfriamiento.

Para trazar automáticamente estas curvas, se puede recurrir al termo-magnetómetro Chévenard o al aparato termo-magnético registrador Chaudron-Forestier (ver más adelante); un aparato muy simplificado es el trazador termo-magnético Forrer.

La posición térmica del punto de Curie es una caracte-

rística del cuerpo experimentado. Para los cuerpos puros, elementos o compuestos definidos, es una constante que se encuentra a:

760º para el hierro (punto A_2)
350º para el níquel.
210º para Fe^3C (punto A_0).
570º para Fe^3O^4.

De manera que, en una mezcla, en la que estos componentes ferromagnéticos se hallen presentes, *aislados, puros, y no en solución sólida,* se puede revelar su presencia al señalar claramente la existencia de su punto de Curie sobre la curva termo-magnética.

Estos puntos de Curie pueden también ser revelados de una manera mucho menos acusada pero más precisa por las curvas dilatométricas, de manera que *la amplitud de la anomalía correspondiente* permite apreciar *la cantidad* del componente. Es así como, en los aceros y fundiciones, se puede valorar, por la amplitud de la anomalía de la cementita Fe^3C a 210º, la proporción de este carburo y, por consiguiente, el contenido en carbono combinado.

Si los componentes ferro-magnéticos, en lugar de encontrarse en mezclas, forman soluciones sólidas, el punto de Curie puede quedar desplazado en la escala de temperatura. Es lo que nos permitió demostrar, con P. Chévenard, que el cromo y el manganeso entraban en solución sólida en el Fe^3C para formar cementitas complejas: el descenso del punto de Curie de esta cementita varía linealmente con el contenido de Cr o Mn, y puede servir así para valorar la cantidad de estos elementos en solución sólida en la cementita [1]. Por este procedimiento, hemos podido analizar también las variaciones del contenido de manganeso y de cromo en solución en la cementita en función de la temperatura de revenido [2].

Las aleaciones níquel-hierro con más de 30% Ni están

(1) **P. Chévenard et A. Portevin, C. R., CLXXX, 1428, 1925.**

(2) A. Portevin et P. Chévenard, C. R., CXCI, 408, 1930.

formadas también por una serie de soluciones sólidas o hierro-níqueles, en las que la posición del punto de Curie varía de una manera continua en función del contenido de níquel.

Por el contrario, *estos puntos de Curie no corresponden a ningún cambio de fase, a ninguna transformación de la red cristalina;* esta conclución resulta de los trabajos de Osmond, Curie, Weiss, etc., y ha sido establecida definitivamente por el estudio espetrográfico con rayos X (1).

Por consiguiente, el análisis termo-magnético, que resulta precioso en ciertos casos muy particulares, no está indicado para el trazado de los diagramas de equilibrio ni para el estudio del mecanismo del temple de los aceros; sólo excepcionalmente recurriremos a él.

Esta observación no es particular al magnetismo; cada uno de los métodos físico-térmicos (termo-resistometría, termo-electricidad, etc.) tiene sus inconvenientes y sus ventajas; cierta transformación bien puesta en evidencia por la variación de una propiedad, pasa desapercibida si nos referimos a otra propiedad, e inversamente en un caso distinto.

Puntos de transformación de los aceros al carbono

Si trazamos la curva de dilatación diferencial correspondiente al calentamiento de un acero puro con bajo contenido de carbono (ver más adelante capítulo anexo I bis), podemos comprobar la existencia de cuatro puntos singulares, o notables, cuyas temperaturas, que designaremos convencionalmente

---

(1) — Se sabe que los rayos X, luz diez mil veces más sutil que la luz visible (longitud de onda del orden de $0{,}1 . 10^{-8}$cm., mientras que las de la luz visible son del orden de 4000 a 7000. 10^{-8}cm.), producen fenómenos de difracción con la red formada por los átomos en un cristal (el espacio entre estos átomos es precisamente del orden de 10^{-8}cm.), del mismo modo que los trazos de una red de Rowland difractan la luz visible. De acuerdo con los resultados de esta difracción, se puede conocer la posición de los átomos en la red y las dimensiones de la malla.

por Ac_o, Ac_1, Ac_2 y Ac_3 [1], están situadas en las proximidades de los 200º, 725º, 750º y 800º respectivamente. Las singularidades Ac_o y Ac_2 sólo resultan bien visibles sobre las curvas derivadas o sobre las curvas termo-magnéticas. Durante un enfriamiento lento, se vuelven a encontrar estas anomalías a temperaturas Ar_o, Ar_1, Ar_2, Ar_3, [2], que son respectivamente inferiores o iguales a las anteriores.

La diferencia de temperatura Ac - Ar, para una misma transformación durante el calentamiento y durante el enfriamiento, constituye la *histéresis térmica* y su consideración conjuntamente con la de *la marcha de la singularidad de la curva* que marca la transformación, interpretada teniendo en cuenta los datos suministrados por el *análisis espectrográfico con los rayos X,* nos conduce a establecer dos grandes categorías de anomalías:

1º) — *Anomalías bruscas, cuya histéresis térmica es función de la rapidez de las variaciones térmicas.*

Esta histéresis es siempre sensible en las determinaciones de laboratorio; corresponde a las *transformaciones propiamente dichas* que indican reacciones químicas o modificaciones polimórficas con cambio brusco en la red cristalina. Son las *transformaciones con cambio de fase.* Las anomalías que señalan estas transformaciones corresponden a discontinuidades reales en las curvas, sea por medio de un desprendimiento de mayor o menor amplitud, sea por medio de una rotura (desprendimiento o punto de detención de la curva derivada) si se opera de manera conveniente. Como ejemplo pueden citarse las transformaciones A_1 y A_3 de los aceros.

Para el establecimiento de los diagramas de equilibrio deberán considerarse únicamente estas transformaciones propiamente dichas, con cambio de fase: por medio de variaciones térmicas cada vez más lentas, Ac disminuye, Ar aumenta ten-

(1) El índice "c" designa el calentamiento ("chauffage") — N. del T.

(2) El índice "r" designa el enfriamiento ("refroidissement"). — N. del T.

diendo tanto una como otra asintóticamente hacia el valor de equilibrio, para variaciones térmicas infinitamente lentas (fig. 3).

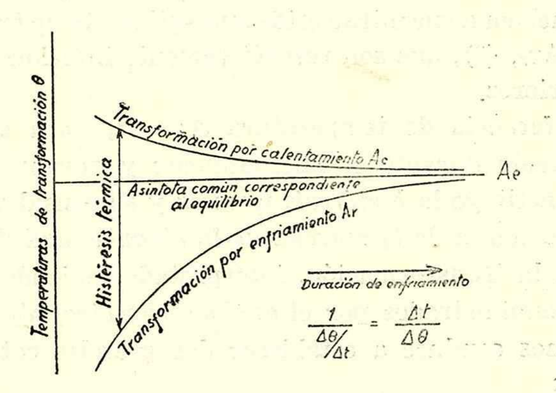


Figura 3

Esta temperatura de equilibrio es la que debe figurar sobre el diagrama; de hecho Ac está siempre más cerca de esta temperatura que Ar; pero Ar es siempre más neta y más fácil de determinar y está, en general, suficientemente próxima a la temperatura de equilibrio cuando se disminuye convenientemente la velocidad de enfriamiento.

Pero, rigurosamente hablando, la posición de las líneas del diagrama, determinadas experimentalmente, es función de la velocidad $\triangle\theta/\Delta t$ de las variaciones térmicas, como lo indica para los aceros la figura 4.

2º) — *Anomalías progresivas, cuya histéresis térmica, siempre muy débil, es sensiblemente independiente de la velocidad de las variaciones térmicas.*

Estas anomalías, cuyo ejemplo más caracterizado es el *punto de Curie de las substancias ferromagnéticas*, no corresponden a ningún cambio de fase ni a ninguna modificación de la red cristalina; son notablemente *reversibles* a tal punto

que, algunas veces, las curvas dilatométricas del calentamiento y del enfriamiento se superponen hasta no poder distinguirse (fig. 5 y 6). Son igualmente designadas con el nombre de *transformaciones anómalas y no deben ser tenidas en cuenta*

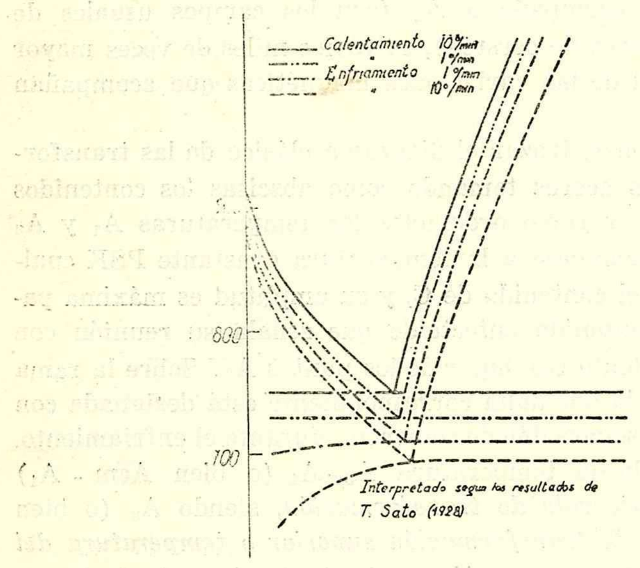


Figura 4

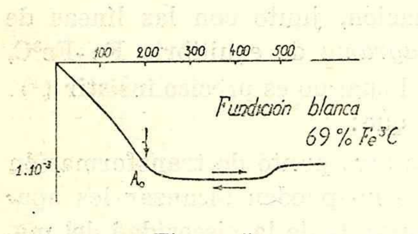


Figura 5

(Curva dilatométrica diferencial de fundición blanca).

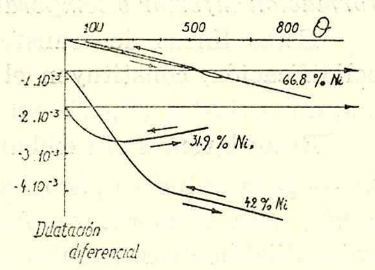


Figura 6

(Curvas dilatométricas diferenciales de hierro-níqueles).

para el establecimiento de los diagramas de equilibrio. De manera que las transformaciones A_0 (punto de Curie de la cementita) y A_2 (punto de Curie del hierro α) no deben figurar como líneas del diagrama Fe-Fe_3C; *estas dos transformaciones anó-*

malas o puntos de Curie no intervienen en los fenómenos de temple, aunque afectan considerablemente las propiedades magnéticas.

Es así como para el hierro puro, la amplitud del cambio magnético que acompaña a A_2 (con los campos usuales de algunos centenares de oersted), es varios miles de veces mayor que la amplitud de las variaciones magnéticas que acompañan a A_3.

Podemos, pues, trazar el diagrama clásico de las transformaciones de los aceros tomando como abscisas los contenidos en carbono C% y como ordenadas las temperaturas A_1 y A_3 (fig. 7). A_1 permanece a la temperatura constante PSK cualquiera que sea el contenido de C, y su amplitud es máxima para C=0,9%, contenido eutectoide que señala su reunión con la rama descendente GS, lugar de los puntos A_3. Sobre la rama ascendente SE, la anomalía correspondiente está designada con Acm; señala la separación de cementita durante el enfriamiento.

El intervalo de temperatura A_3 - A_1 (o bien Acm - A_1) constituye *el intervalo de transformación,* siendo A_3 (o bien Acm) *el punto de transformación superior o temperatura del comienzo de la transformación,* y siendo A_1 el punto de *transformación inferior o temperatura del final de la transformación.*

Estas líneas de transformación, junto con las líneas de solidificación, constituyen el *diagrama* de equilibrio Fe-Fe^3C, diagrama clásico (fig 7), sobre el cual no es preciso insistir [1].

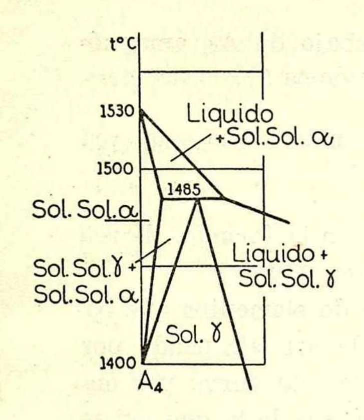
Recordaremos sin embargo que:

a) — para el hierro puro, existe otro punto de transformación a muy alta temperatura, A_4 que no pueden alcanzar los aparatos dilatómetros actuales, a causa de de la viscosidad del metal, que se deforma bajo la acción de los resortes; pero ese punto se puede poner en evidencia con otros métodos.

No existiendo para el hierro puro el punto A_1 debido a la presencia del carbono, resulta del conjunto de los estudios hechos

---

(1) — Las nociones indispensables serán recordadas en lo sucesivo cada vez que debamos referirnos a este diagrama.



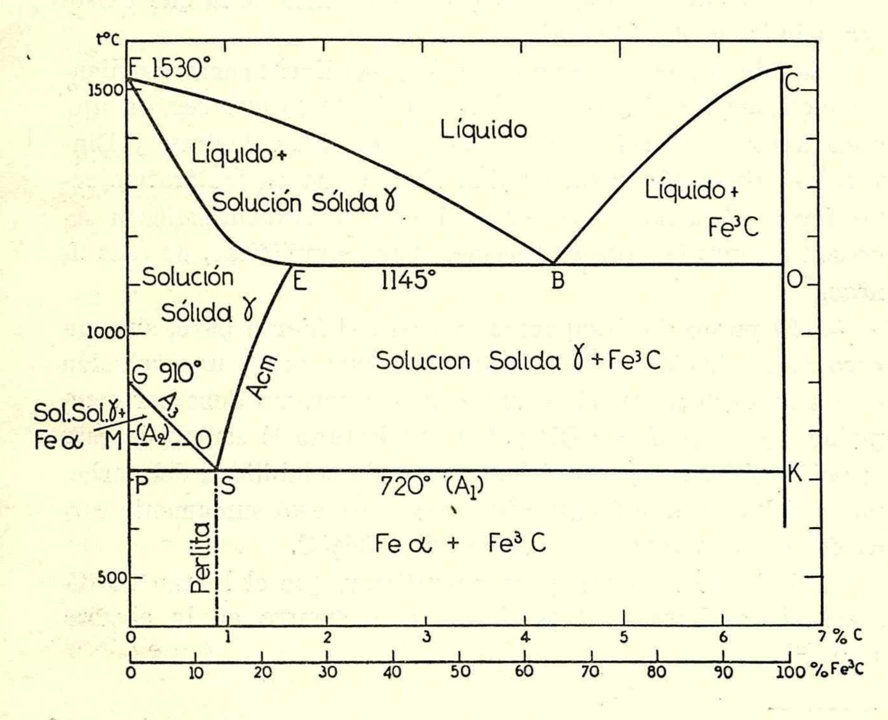


Figura 7

(particularmente de los estudios de Westgren por espectrografía con los rayos X) que:

1º — Por debajo de A_3, el hierro se encuentra en forma de

red cúbica centrada α, magnético por debajo de A_2, amagnético por encima de A_2 (antigua forma alotrópica β).

2º — Entre A_3 y A_4, el hierro se halla en la forma γ de red cúbica de caras centradas, amagnético [1].

3º) — Por encima de A_4, el hierro vuelve a la forma α de red cúbica centrada (antigua forma alotrópica δ).

Cuando a consecuencia del agregado de elementos que bajen suficientemente A_4, este punto puede ser alcanzado por la curva dilatométrica, la porción recta de esta curva por encima de A_4 (dominio δ) es el prolongamiento de la que existe por debajo de A_3 (dominio α).

La adición del carbono eleva A_4 y las líneas correspondientes alcanzan las líneas de solidificación de lo que resulta una línea horizontal peritéctica a 1485º que, según Andrew y Binnie, se extendería hasta 0,7%C. Pero como en los tratamientos térmicos usuales, las temperaturas correspondientes a A_4 no son alcanzadas, prescindiremos, para simplificar, de esas líneas.

b) — El punto A_1 desaparece, no para el hierro puro, sino un poco antes, hacia 0.04%C, de manera que existe una solución sólida de carbono en el hierro α y el diagrama debe ser completado con dos líneas GP y PO que limitan el campo de esta solución sólida; el punto O que marca la solubilidad del carbono en el hierro a la *temperatura ambiente* está sumamente cerca del hierro puro; se le evalúa en 0,006%C.

Admitiremos, pues, para simplificar, que el hierro no disuelve el carburo y el punto P se encuentra en la abscisa cero [2].

---

(1) — Según Weiss, el hierro γ tendría un punto de Curie virtual, es decir, por debajo del cero absoluto.

(2) — Por el contrario, habría que tener en cuenta esta solubilidad del carburo en el hierro α para el estudio de los tratamientos térmicos de los aceros extra-dulces y del fenómeno de fragilidad del revenido. (Ver Capítulo X).

c) — El estudio dilatométrico demuestra que:

1º) — En el hierro, el pasaje de α a γ en Ac_3 está acompañado por una contracción seguida de un acrecimiento muy neto del coeficiente de dilatación; *el hierro α es pues menos denso y menos dilatable que el hierro γ.*

2º — Para el acero con 0,9 % C, el pasaje por Ac_{1-3}, que indica, a la vez, el pasaje de α a γ y la disolución completa del carburo, es acompañado por una contracción de amplitud mucho menor, a igualdad de dimensiones de los ejemplares, que la de Ac_3 del hierro puro, de lo que se deduce que la disolución del carburo resulta acompañada por una expansión que reduce la contracción de origen alotrópico; habrá *disminución de densidad por disolución del carburo de hierro.*

d) — El estudio de la resistividad demuestra que la resistencia eléctrica del hierro puro sólo experimenta una débil variación al pasaje por A_3, mientras que el pasaje por Ac_{1-3} en el acero con 0,9 % C está acompañado por un aumento notable. Se deduce que:
los estados alotrópicos, α o γ, del hierro afectan poco la resistividad, mientras que la disolución del carburo la acrecienta netamente.

Por otra parte, el estudio general de las aleaciones ha demostrado que la resistividad *puede ser considerablemente acrecentada* por la disolución sólida de un elemento, mientras que resulta poco modificada si hay mezcla sin solución sólida.

Estas consideraciones serán aprovechadas en lo que sigue para estudio de los fenómenos y del mecanismo del temple.

CAPITULO ANEXO I bis

EXPERIENCIAS Y EJEMPLOS. — DETERMINACION DE LOS PUNTOS DE TRANSFORMACION DE LOS ACEROS.

1) — *Fenómeno de recalescencia de los aceros duros.*

La transformación durante el enfriamiento Ar_1 (solución con 0,9% C, Fe + Fe_3C [perlita]) se efectúa con desprendimiento de calor como todas las reacciones reversibles; este desprendimiento de calor crece con la proporción de perlita formada y será, pues, máximo para la perlita pura, esto es, hacia 0,9% C en los aceros puros al carbono. Con un enfriamiento medianamente rápido, en el aire, existe un ligero atraso en la transformación, de manera que esta última, como en los fenómenos de sobrefusión, se acelera y el desprendimiento rápido de calor provoca una elevación de temperatura visible por la variación del brillo del acero en la oscuridad.

El dispositivo que hemos imaginado [1] para hacer que este fenómeno aparezca muy visible, consiste en colocar al lado de los ejemplares de acero con 0,9 % C, otros de hierro-níquel que no sufren transformación y que, por contraste, hacen que el fenómeno sea perceptible sin necesidad de una oscuridad completa.

Por ejemplo (fig. 8) se forma un cilindro, apilando rodajas mantenidas en contacto por un vástago axial. Las rodajas impares son de hierro-níquel con 25 % Ni, aleación desprovista de transformación alotrópica; las pares son de acero con 0,9% C. Mientras la temperatura excede del punto Ar_1 del ace-

(1) Boletín Nº 208 de la Sociedad Francesa de Física, sesión del 19 de diciembre de 1924.

ro, los dos grupos de rodajas conservan sensiblemente la misma temperatura y el brillo del cilindro es casi uniforme, pero cuando se produce la transformación, la temperatura de acero tiende a aumentar ligeramente, en tanto que el hierro-níquel con-

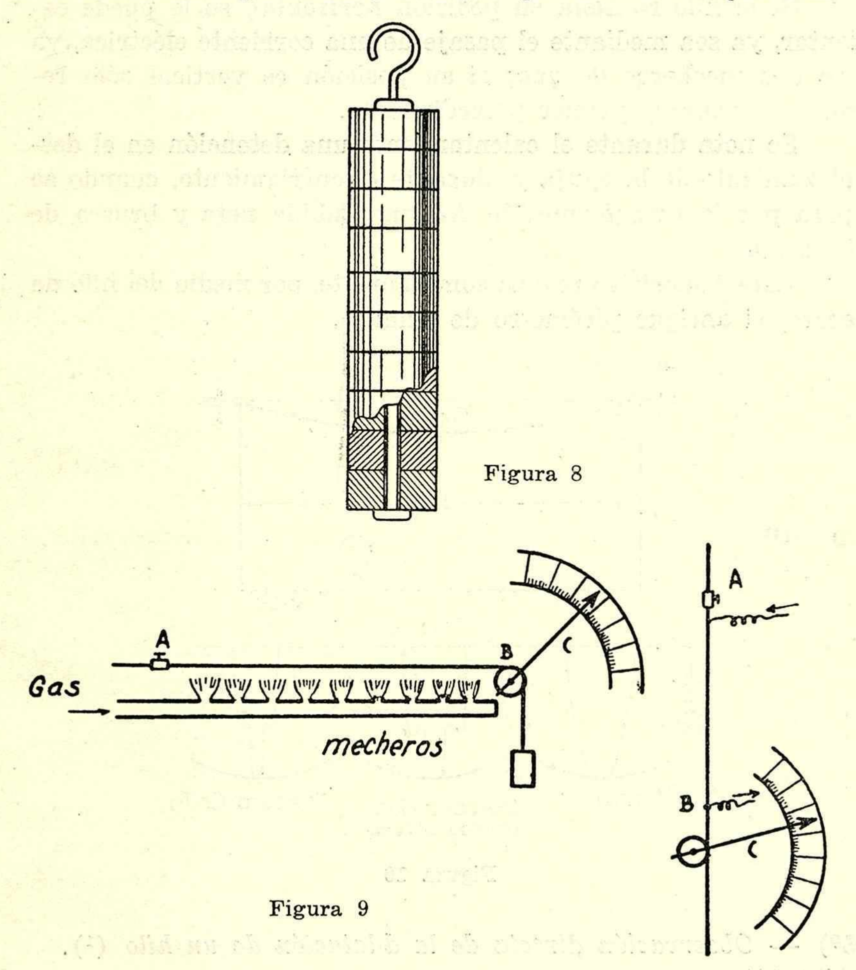


Figura 8

Figura 9

tinúa enfriándose. Se ve, en efecto, que las rodajas *pares* se hacen más brillantes que las otras.

2) — *Dilatación de un hilo tenso, con amplificador (pirómetro de dilatación).*

Un hilo de acero duro de 40 a 50 cm. de largo se fija por

un extremo A; el otro extremo B se sujeta a un hilo que pasa por una polea y que lleva un peso tensor. Las variaciones de longitud del hilo resultan amplificadas y evidenciadas por una aguja C que se desplaza en un sector graduado (fig. 9).

Si el hilo se halla en posición horizontal, se le puede calentar, ya sea mediante el pasaje de una corriente eléctrica, ya sea con mecheros de gas; si su posición es vertical sólo resulta aplicable el primer procedimiento.

Se nota durante el calentamiento una detención en el desplazamiento de la aguja y, durante el enfriamiento, cuando se pasa por la transformación A_1, una subida neta y brusca de la aguja.

Este dispositivo realiza someramente, por medio del hilo de acero, el antiguo pirómetro de palanca.

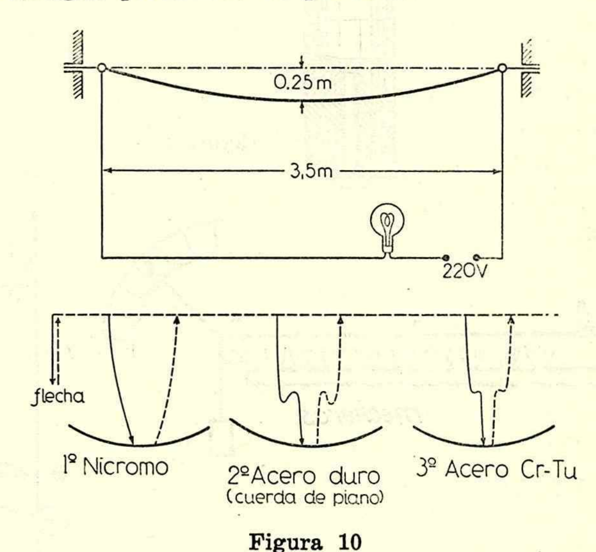


Figura 10

3º) — *Observación directa de la dilatación de un hilo* (1). (fig. 10).

---

(1) J. Lemoine y M. Garvin, Sociedad Francesa de Física, sesión del 4 de Marzo de 1921.

Se hace atravesar por la corriente un hilo metálico, de unos 3,5 m., tendido horizontalmente entre dos soportes; el hilo al calentarse se alarga formando una flecha creciente hasta que se establece el equilibrio entre la energía recibida y la irradiada (se puede disponer una regla vertical dividida en centímetros para medir las flechas).

A) — Con un hilo de nicromo de 1,5 mm. de diámetro el descenso se produce regularmente hasta que la flecha mide unos 25 cm.; se corta entonces la corriente y se observa que la subida se produce de manera regular; no hay punto de transformación.

B) — con un hilo de acero duro (cuerda de piano) de 1,2 mm. de diámetro, el hilo baja unos 15 cm., y luego, a una temperatura próxima al rojo oscuro, sube unos 5 cm., se detiene, baja de nuevo unos 10 cm. y alcanza el equilibrio en la proximidad del rojo cereza; la flecha mide entonces unos 20 cm. Si se corta la corriente el hilo sube rápidamente hasta el momento en que ya no parece ser luminoso, se detiene, vuelve a bajar rápidamente, acusa el fenómeno de *recalescencia* y luego vuelve a subir hasta llegar a su posición inicial.

C) — Con un hilo de acero al cromo-tungsteno, semejante a los aceros de corte rápido, de 3 m. de longitud y de 1,2 mm. de diámetro, se vuelve a encontrar durante el calentamiento los mismos fenómenos que para el hilo de acero duro; pero si se aumenta la temperatura hasta el rojo cereza claro y se deja a esa temperatura durante unos segundos, se observa, durante el enfriamiento, los fenómenos siguientes:

El hilo sube, se detiene, vuelve a bajar ligeramente, con una recalescencia dudosa y después vuelve a subir hasta cerca de su punto de partida; se le cree enfriado, y sin embargo se le ve entonces bajar lentamente una segunda vez, para después subir definitivamente.

Se asiste de esta manera al *desdoblamiento del punto de transformación durante el enfriamiento.*

Un acero más templable, o un hilo más fino, o calentado a temperatura más elevada presentaría únicamente esta última transformación a baja temperatura.

Se puede comprobar igualmente, con un imán o una brújula, que la transformación se halla acompañada por el pasaje del estado amagnético en caliente al estado magnético en frío.

4) — *Dilatómetro diferencial de hilos de Chévenard* (fig. 11).

Principio. — La curva dilatométrica admite, como ordenadas, la dilatación de un hilo constituído por el acero estudia-

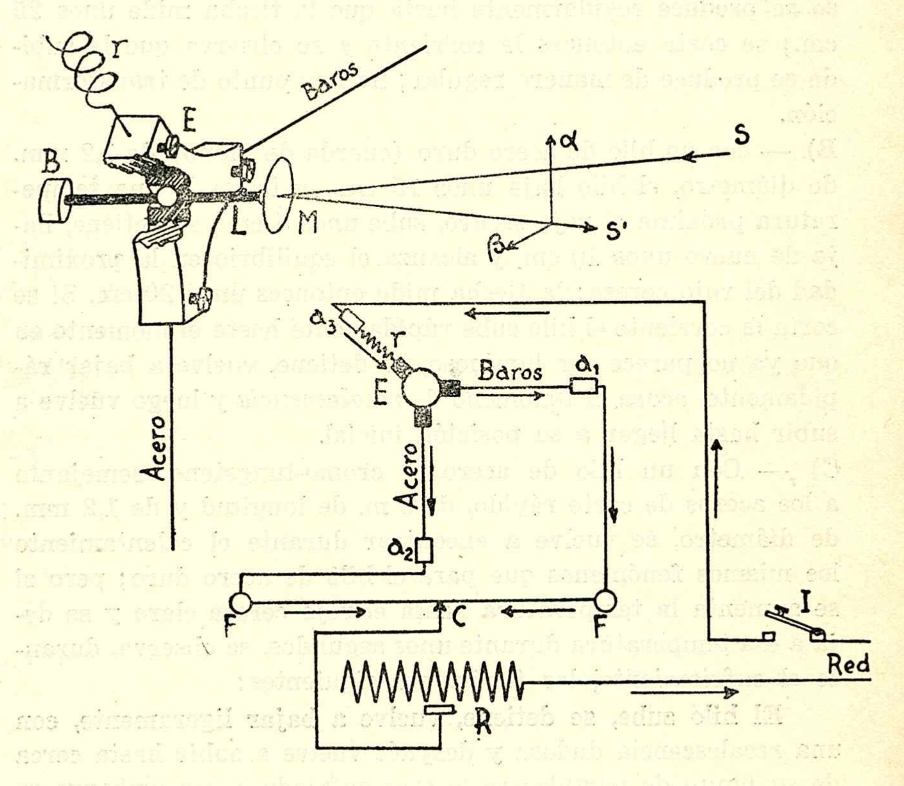


Figura 11

do y, como abscisas, la dilatación de un hilo testigo, de baros. Se calientan los dos hilos a igual temperatura por medio de una corriente eléctrica y después se les deja enfriar juntos: sus respectivas dilataciones se componen por medio de una sola palanca óptica, móvil alrededor de un punto fijo.

El baros es una aleación níquel-cromo con 10 % Cr, muy poco oxidable, rígida en caliente, sin anomalía térmica. Su dilatación es muy regular, de manera que los cambios de longitud del hilo testigo indican, indirectamente, la temperatura del hilo de acero. La medida directa de esta temperatura, rápidamente variable durante la manipulación, presentaría dificultades insuperables.

Indudablemente, la identidad de temperatura de los hilos no es rigurosa: la diferencia es particularmente notable durante el calentamiento, porque las resistividades de las dos aleaciones varían con la temperatura según leyes distintas. A pesar de este defecto, la curva trazada representa bien, en su aspecto de conjunto, la dilatación térmica del acero. Acusa nítidamente los ganchos Ac, Ar, siendo este resultado satisfactorio para un aparato de demostración.

Ahora bien, el dilatómetro está regulado para obtener temperaturas finales de calentamiento muy próximas, de modo que la diferencia térmica entre los hilos se mantiene muy pequeña durante su enfriamiento simultáneo, porque la capacidad calorífica del baros y la del acero en el estado estable en caliente son casi idénticas. El aparato caracteriza, pues, con sensibilidad, las modificaciones de la transformación Ar, cuando se hacen variar las condiciones del calentamiento y la rapidez del enfriamiento. Por lo tanto resulta conveniente para el estudio cualitativo y aún cuantitativo de los fenómenos de temple.

Mecanismo. — El hilo de acero y el hilo de baros, el primero en posición vertical y el otro horizontal, se hallan extendidos por medio de un resorte en el interior de un cuadro metálico anular de 30 cm. de diámetro: los hilos y el resorte, que están anclados en los bornes aislados a_1, a_2, a_3, concurren a una estrella central E. La corriente eléctrica, regulada por un reóstato R, llega a la estrella por una cinta flexible de plata en derivación sobre el resorte r, y luego se reparte entre los hilos; se modifica la repartición desplazando el cursor C a lo largo del hilo resistente F F.

Actuando sobre el interruptor I, se puede, pues, calentar

y luego dejar enfriar simultáneamente los dos hilos; la posición del cursor C debe corresponder a temperaturas de calentamiento iguales, resultado que se aprecia por la luminosidad de los hilos incandescentes. Los desplazamientos de la estrella ocasionados por la dilatación de los hilos son transmitidos por medio de una articulación esférica a la palanca L, cuya punta aguda reposa en una pequeña chumacera fija B. El espejo M refleja sobre una pantalla de proyecciones un haz de luz procedente de una lámpara de arco.

Dos vidrios, sostenidos por medio de estribos sobre el cuadro, protejen a los hilos contra las corrientes de aire; las juntas están cubiertas con una pasta de grasa y caucho. Todo el mecanismo se encuentra así encerrado en una caja estanca, en cuyo interior puede circular un gas inerte, con el fin de evitar la oxidación de los hilos o de modificar la marcha del enfriamiento.

Gracias a la *conductividad térmica elevada del hidrógeno,* se dispone en efecto de un medio extremadamente simple para *acelerar el enfriamiento*: manteniendo constantes todos los demás factores, el descenso de la temperatura es unas tres veces más rápido en el hidrógeno que en el nitrógeno. Por consiguiente, mezclando en proporciones variables estos dos gases, se puede obtener una serie de velocidades regularmente escalonadas.

Esta propiedad permitirá acotar, y por lo tanto medir, las velocidades críticas del temple de los aceros.

Funcionamiento. — En una primera experiencia, el hilo ensayado es de acero con 0,8 % de carbono y la caja encierra aire. Cerremos el interruptor I y sigamos sobre la pantalla el recorrido del punto luminoso.

Su movimiento resulta de dos desviaciones rectangulares (fig. 12), respectivamente proporcionales a la dilatación del hilo de acero y a la del hilo testigo. El punto luminoso describe primero una curva ascendente; se detiene bruscamente, desciende, luego reanuda la marcha ascendente. El gancho Ac, prueba de la transformación del acero, es de una nitidez no-

table (flg. 12). En el enfriamiento, el gancho Ar revela el retorno al estado estable en frío; pero comparando las abscisas de las dos manifestaciones Ac, Ar, comprobamos una cierta histéresis térmica.

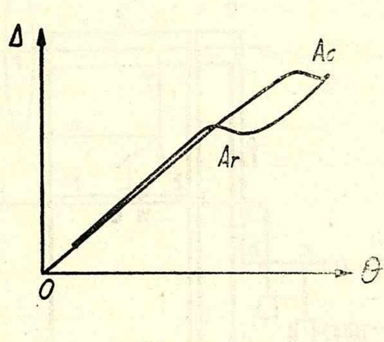




Figura 12

Es fácil registrar la curva descrita por el punto brillante, por medio de un aparato fotográfico enfocado sobre la pantalla.

5) — *Aparato Gueugnon* (fig. 13).

Este aparato consta de un tambor de caucho sobre el cual está extendida en forma de correa sin fin y por medio del peso del rodillo T', una hoja de papel que constituye la superficie de registro de la curva.

Sobre una polea con garganta, colocada sobre el eje del tambor T, pasa un hilo que se halla extendido por un peso P y fijado por su otra punta al extremo D de una palanca DCO, articulada en O, a cual está unido en C el hilo de acero F que mide aproximadamente 1 m. de longitud: este hilo tiene fijo su extremo B; en B y B' se disponen tomas para la corriente eléctrica de calentamiento.

Las variaciones de longitud del hilo F, amplificadas por la palanca OCD, se transmiten por el hilo f y se transforman en desplazamientos verticales del papel sin fin.

Un estilete S, sostenido sobre un carro C, puede deslizarse a lo largo de una varilla horizontal tt'. El carro C puede ser arrastrado de izquierda a derecha por un nudo o índice

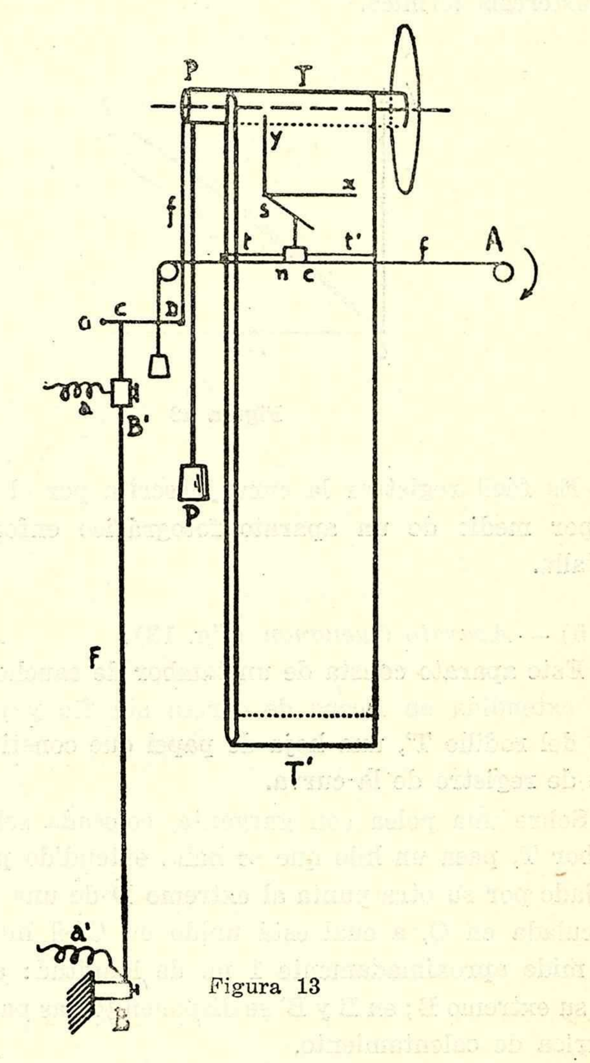


Figura 13

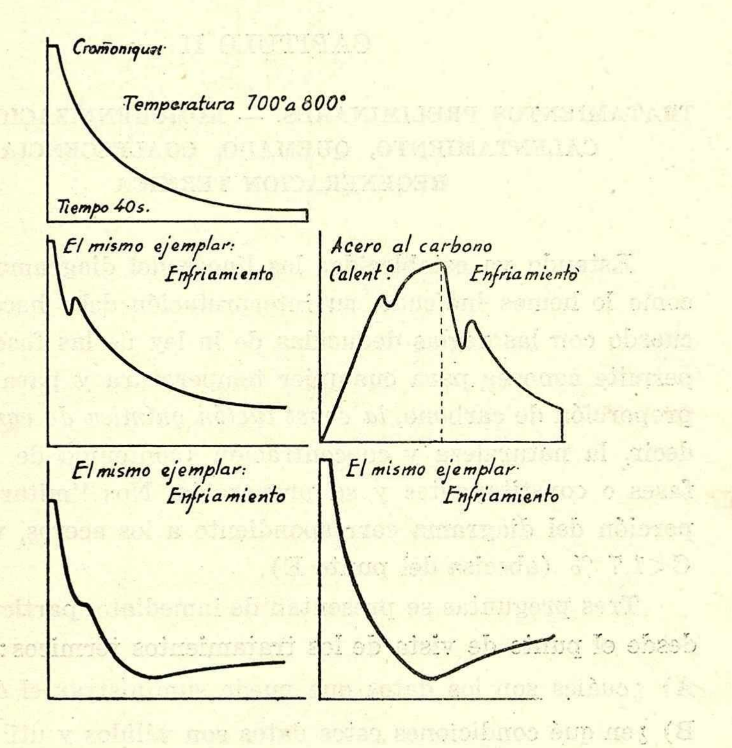
llevado por un hilo f que se arrolla sobre el eje A de una máquina de Atwood, con pesas y regulador de aletas.

El estilete traza, pues, sobre la hoja de papel una curva

cuyas abscisas sx son proporcionales al tiempo y cuyas ordenadas sy son proporcionales a las variaciones de longitud del hilo.

Dada la alta velocidad del enfriamiento, la transformación de enfriamiento está acusada por un gancho muy acentuado.

Se puede examinar así la influencia de la elevación de la



Figuras 14, 15, 16, 17, 18

temperatura de calentamiento, del recalentamiento después del temple y de la repetición de los ciclos térmicos (fig. 14 a 18), pero no debe olvidarse que el calentamiento de un hilo fino en el aire a una temperatura elevada trae consigo una decarburación rápida del acero.

CAPITULO II

TRATAMIENTOS PRELIMINARES. — HOMOGENEIZACION SOBRECALENTAMIENTO, QUEMADO, COALESCENCIA Y REGENERACION TERMICA

Estando ya establecidas las líneas del diagrama Fe-Fe_3C, como lo hemos indicado, su interpretación debe hacerse de acuerdo con las reglas deducidas de la ley de las fases ([1]) que permite conocer para cualquier temperatura y para cualquier proporción de carbono, *la constitución química de equilibrio*, es decir, la naturaleza y concentración (contenido de C) de las fases o constituyentes y su proporción. Nos limitaremos a la porción del diagrama correspondiente a los aceros, vale decir, $C<1,7\ \%$ (abscisa del punto E).

Tres preguntas se presentan de inmediato, particularmente desde el punto de vista de los tratamientos térmicos:

A) ¿cuáles son los datos que puede suministrar el diagrama?

B) ¿en qué condiciones estos datos son válidos y utilizables?

C) ¿cuales son las informaciones útiles para los tratamientos térmicos sobre las cuales el diagrama no da ninguna orientación?

A. — *Indicaciones dadas por el diagrama.*

El diagrama, fig. 7 del capítulo I, suministra las siguientes indicaciones:

---

(1) **Para la aplicación práctica de estas reglas, véase: A. Portevin, *Rev. Industrie Minérale,* tomo I, p. 267 y 300, 1921.**

1º — Temperaturas en que se produce una modificación de constitución, principalmente:

a) sólidus FE, por encima del cual empieza la fusión y, por lo tanto, *límite inferior de la posibilidad de quemado* del acero, como veremos más adelante;

b) horizontal PSK de los puntos A_1 de transformación inferior, por debajo de la cual ya no hay modificaciones en la constitución, la que permanece Fe α + Fe_3C; en consecuencia, es esta horizontal, para todas las aleaciones Fe - Fe_3C, un *límite inferior de posibilidad de temple* y límite superior de revenido. El calentamiento por encima de Ac_1, es una *condición necesaria, pero no suficiente, de temple.*

c) línea oblicua GOS, lugar de los punto A_3, que marca, para los aceros hipoeutectoides (contenido de carbono inferior a 0,9 %, abscisa del punto eutectoide S), el límite inferior de la obtención completa de la solución sólida γ, es decir de la transformación *total* en la forma alotrópica γ. Es, como lo veremos más adelante, *el límite inferior de la regeneración térmica completa.*

d) línea oblicua SE, lugar de los puntos Acm, límite inferior de la disolución completa de la cementita Fe_3C en los aceros hipereutectoides (contenido de carbono superior a 0,9 %, abcisa del punto entectoide).

2º — Constitución de equilibrio del acero a cualquier temperatura y, en particular, constitución de equilibrio a la temperatura ordinaria o constitución de los aceros recocidos.

Como se sabe, hay en los aceros tres componentes asociados dos a dos: la ferrita (proeutectoide), la cementita (proeutectoide) y la perlita (agregado de ferrita y cementita eutectoides o perlíticas) cuyos reactivos micrográficos se indican más adelante en el capítulo anexo II bis.

Las proporciones de estos tres componentes en función del porcentaje de carbono varían como lo indica el gráfico (fig. 19), de manera que se puede micrográficamente apreciar el porcentaje de carbono por la relación *perlita ferrita* para los aceros hipoeutectoides (ver capítulo anexo más adelante).

3º — Relación entre las propiedades mecánicas y la constitución.

La ferrita es un constituyente blando y maleable; la cementita, muy dura y muy frágil; la perlita, dura y resistente, de manera que se puede deducir del diagrama precedente la variación de la dureza △ que, esquemáticamente, se compone

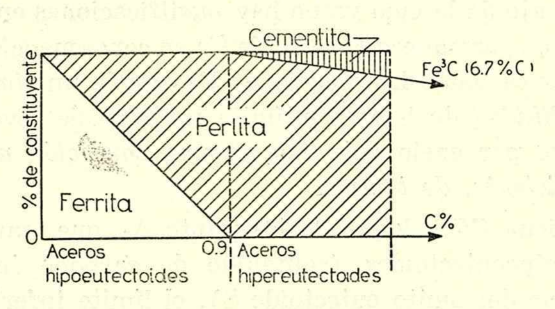


Figura 19

de dos rectas y la del alargamiento de ruptura A % que desciende muy rápidamente con la disminución de la proporción de ferrita, para llegar a valores muy pequeños por encima del porcentaje eutectoide (fig. 20). Como, en primera aproximación, la resistencia a la tracción R es igual a K△, se deduciría de aquí la variación de R, si esta última no se encontrara falseada para los valores muy débiles de A (ruptura prematura bajo el efecto de las inevitables flexiones parásitas). Esta marcha de la variación de R muestra que dicha característica puede servir para la clasificación de los aceros hipoeutectoides (aceros de construcción), pero no de los aceros hipereutectoides (aceros para herramientas).

Pero esto es sólo una primera aproximación muy poco precisa, ya que las modificaciones estructurales que resultan de los tratamientos térmicos, pueden a igualdad de proporción de los componentes, modificar, como veremos. en proporciones considerables, las características mecánicas △ y R y especialmente la resiliencia ρ.

B. — Condiciones de validez y de utilización del diagrama Fe-Fe_3-C.

Este diagrama ha sido trazado bajo la doble condición de la presencia de los dos únicos elementos Fe y C y de la obtención del equilibrio químico, de lo que resulta:

1º) — Ausencia de elementos distintos del carbono. — Es evidente que si hay un tercer elemento M, ya no se tratará del sistema binario Fe-Fe_3C, sino del ternario Fe-Fe_3C-M; será necesario, pues, considerar un diagrama ternario. Estos diagramas ternarios Fe-Fe_3C-M no han sido aún trazados, o lo han sido sólo incompleta o imperfectamente.

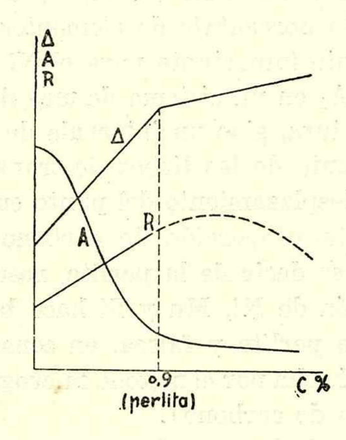


Figura 20

A falta de ellos y en vista de que los diagramas binarios son hoy bien conocidos, se consideran cortes de estos diagramas ternarios por planos C= constante o M= constante.

Si el elemento considerado M interviene en pequeña proporción (Mn, Si, P en los aceros ordinarios), se tendrá un diagrama vecino de Fe-Fe_3C y se considerará el corte M= constante.

Si el elemento M figura en proporción considerable (Ni, Mn, Cr en ciertos aceros especiales austeníticos o inoxidables), se considerará en corte por C= constante, y resultará un diagrama vinculado al diagrama binario conocido Fe-M.

Esta consideración nos conduce a las comprobaciones siguientes:

a) Desplazamiento de las líneas del diagrama Fe-Fe_3C (fig. 7) por los elementos agregados en pequeña proporción. Es así que algunos elementos, como Si y Cr, elevan la temperatura de equilibrio de transformación A_1, mientras que otros, como Mn y Ni, la disminuyen. Admitiendo, lo que está muy próximo a la realidad, que la variación de la temperatura de equilibrio A_1 es sensiblemente igual a la de Ac_1, se puede deducir, de los numerosos resultados publicados por varios autores, la fórmula empírica siguiente:

$A_1 = 720^{\circ} + 28\ Si - 5\ Mn - 10\ Ni + 15\ Cr + 6\ Co + 3\ Ti - 3\ V$

válida hasta un cierto porcentaje de elementos agregados, bajo para el Cr, bastante importante para el Ni (10%) y el Co (25%). En realidad A_1 en un sistema de más de dos elementos no es ya una temperatura, sino un intervalo de temperatura.

Este desplazamiento de las líneas de transformación puede traer consigo un desplazamiento del punto eutectoide S (fig. 7), de manera que la proporción de carbono correspondiente a este eutectoide, es decir de la perlita, resulta modificada. Es así como la adición de Ni, Mn y Si hace bajar la proporción de carbono de la perlita y falsea, en consecuencia, la valorización de carbono hecha por el método micrográfico (contenido aparente o ficticio de carbono).

Hemos visto (capítulo precedente) que la velocidad de enfriamiento desplazaba a su vez estas líneas y, por consiguiente, obraba igualmente sobre la apreciación micrográfica del carbono.

b) — Si se considera los diagramas binarios Fe-M, la adición de ciertos elementos, tales como Cr, Al, Si, P, tiende a que desaparezca el dominio γ, yendo a unirse los lugares de los puntos A_3 y A_4 en un punto de tangente vertical de abscisa $x\alpha$ (fig. 21); en cambio otros, tales como Ni y Mn, extienden el dominio γ divergiendo las líneas A_3 y A_4 y cayendo el punto A_3 por debajo de la temperatura ambiente para una abscisa $x\gamma$ (fig. 22).

En el primer caso, cuando el porcentaje de elementos agregados (Cr, Al, Si, P) es mayor que $x\alpha$, *desaparecen los puntos de transformación*, quedando la aleación en el estado de solu-

ción x_α o *ferrita*, desde la temperatura ordinaria hasta la de fusión.

En el segundo caso, cuando el porcentaje de elementos agregados (Ni, Mn) sobrepasa el valor x_γ, desaparecen los puntos de transformación, quedando la aleación en el estado de solución γ o *austenita* desde la temperatura ambiente hasta la de fusión.

La adición de carbono (que tiende a aumentar el dominio γ) hasta una proporción igual a la de los aceros, desplaza un

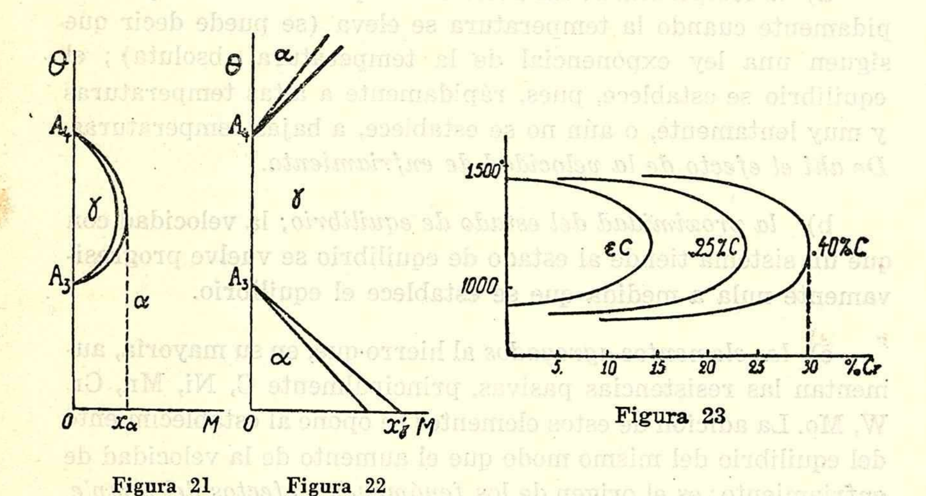


Figura 21 Figura 22 Figura 23

poco las curvas de estos diagramas; es así que aumenta x_α en las aleaciones con cromo (fig. 23) y disminuye x_γ en las aleaciones con níquel llegándose a *aceros intransformables* y por consiguiente, *no susceptibles de templado* [1] *ni de regeneración térmica.* Es el caso de los aceros austeníticos con una alta proporción de Ni (con o sin Cr), y de los aceros ferríticos inoxidables, con una alta proporción de Cr.

2º) La utilización del diagrama implica la condición fundamental de equilibrio, lo que supone que la permanencia en cada tem-

(1) Esto, bien entendido, se refiere sólo al temple martensítico, único que consideramos por el momento.

peratura es lo suficientemente prolongada como para alcanzar el equilibrio.

El tiempo de permanencia necesario depende de causas de origen desconocido, que se oponen al establecimiento del equilibrio químico y se llaman resistencias pasivas o frotamientos químicos por analogía con el equilibrio mecánico.

La velocidad de establecimiento del equilibrio es una medida de estas resistencias y depende de:

a) *la temperatura*: las resistencias pasivas disminuyen rápidamente cuando la temperatura se eleva (se puede decir que siguen una ley exponencial de la temperatura absoluta); el equilibrio se establece, pues, rápidamente a altas temperaturas y muy lentamente, o aún no se establece, a bajas temperaturas. *De ahí el efecto de la velocidad de enfriamiento.*

b) *la proximidad del estado de equilibrio;* la velocidad con que un sistema tiende al estado de equilibrio se vuelve progresivamente nula a medida que se establece el equilibrio.

c) *los elementos agregados* al hierro que, en su mayoría, aumentan las resistencias pasivas, principalmente C, Ni, Mn, Cr, W, Mo. La adición de estos elementos se opone al establecimiento del equilibrio del mismo modo que el aumento de la velocidad de enfriamiento; es el origen de los *fenómenos y efectos del temple.*

Este efecto de la velocidad de enfriamiento y de los elementos agregados se ejerce para perturbar no sólo los fenómenos de transformación, sino también los de solidificación, obrando sobre la difusión de los elementos en solución sólida; de ahí la intervención de los tratamientos de homogeneización sobre los cuales hablaremos un poco más adelante.

C. — *Datos y fenómenos sobre los que el diagrama no da ninguna indicación.*

El diagrama no da ninguna indicación:

1º) Sobre la *estructura* (forma, tamaño y repartición de los constituyentes) y todo lo que tenga relación con ella, de manera que, como veremos después, se puede tener, para una

misma constitución de equilibrio, propiedades mecánicas enteramente diferentes debidas a modificaciones estructurales.

2º) Sobre la *viscosidad* del metal y, por consiguiente, sobre las posibilidades de desaparición o de nacimiento de esfuerzos latentes o tensiones internas en el mismo (1)

3º) Sobre las resistencias pasivas químicas, y, por consiguiente, sobre los fenómenos de temple y de difusión en la solución sólida.

Antes de exponer pues, los fenómenos de temple que traen consigo el nacimiento de estados fuera de equilibrio por perturbación en las transformaciones durante el enfriamiento, debemos lógicamente ocuparnos de la homogeneización de la solución sólida γ y de las modificaciones de estructura, independientemente de los fenómenos de temple. Los tratamientos térmicos de homogeneización y de modificación de estructura preceden al temple y se llaman por eso: *tratamientos preliminares o preparatorios.*

Homogeneización de la concentración en la solución sólida.

Como se sabe, la solidificación del acero se opera por cristalización de la solución sólida γ en construcciones arborescentes, o dendritas, que crecen por alargamiento, multiplicación y espesamiento de las ramas; estas ramas se orientan según los ejes del octaedro. El crecimiento está acompañado por otro fenómeno: la variación con la temperatura, conforme a las curvas de solidificación, de la concentración en carbono de la solución sólida y del líquido en equilibrio con ella.

Para una aleación con un porcentaje de carbono igual a

(1) Existe sin embargo una cierta dependencia entre la viscosidad por una parte, y la fusibilidad y la constitución por otra, las que se pueden observar en el diagrama.

x % (fig. 24), que se halle a la temperatura θ comprendida en el intervalo de solidificación $\theta_0 - \theta_1$, se tiene: concentración (contenido en carbono disuelto) del líquido $= x_L$, abscisa de L), concentración (contenido en carbono disuelto) del sólido $= x_s$ (abscisa de S) y *si la concentración del sólido se ha uniformizado por difusión en x_s, se tiene*:

$$\frac{\text{masa sólida}}{\text{masa líquida}} = \frac{OL}{OS}$$

Por el contrario, si se supone que ***no hay difusión alguna en el sólido***, la concentración de equilibrio x_s solamente se encuentra en la superficie de las dendritas existentes a θ y en los

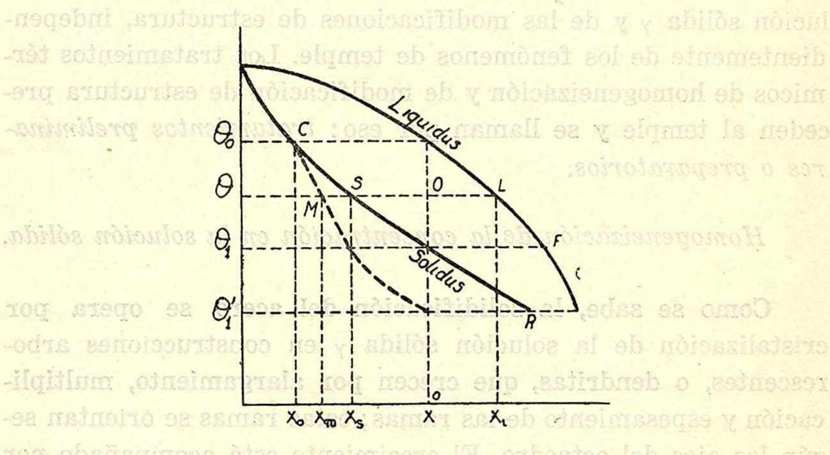


Figura 24

gérmenes que nacen a θ. La concentración de las dendritas varía pues desde el centro (eje o médula de las ramificaciones) hasta la periferia y se sitúa entre los límites extremos x_0 (abscisa de C), concentración del sólido a la temperatura θ_0 de comienzo de la solidificación, y x_s. Si x_m es la concentración *media global* de la masa sólida, se tiene $x_0 < x_m < x_s$; el punto representativo M está a la izquierda de S (OM > OS) y la relación:

$$\frac{\text{masa sólida}}{\text{masa líquida}} = \frac{OL}{OM} < \frac{OL}{OS}$$

muestra que la cantidad de sólido es menor que anteriormente; hay, pues, más líquido y la temperatura del fin de la solidificación será θ'_1 correspondiente a la intersección de CM con la vertical del punto O, temperatura más baja que la θ_1 relativa al caso de homogeneización completa por difusión, siendo CR la variación total de concentración del sólido.

La realidad resulta intermedia entre estos dos extremos; hay difusión parcial y los puntos de composición extrema del sólido están dados para cada temperatura (fig. 25) por las

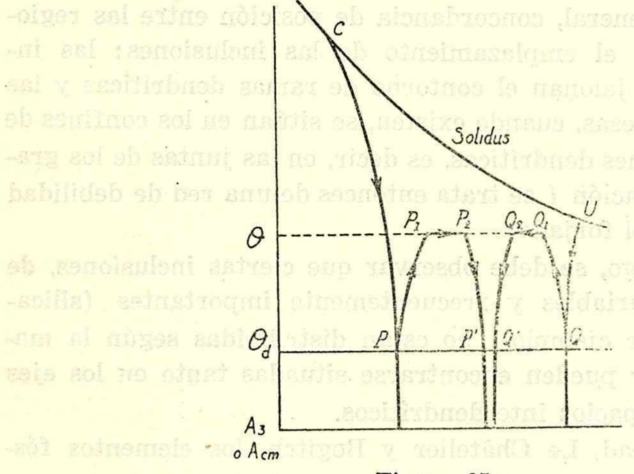


Figura 25



ramas de curva CP y UQ, CP para los centros de cristalización nacidos en el origen y UQ para las regiones que corresponden al fin de la solidificación (corteza o relleno de las ramificaciones dendríticas).

La diferencia de concentración PQ, constituye lo que puede llamarse *índice de heterogeneidad* de la solución sólida, que caracteriza la intensidad de *segregación dendrítica o menor*. Depende de la lentitud de la solidificación y también de la lentitud del enfriamiento durante el comienzo del enfriamiento consecutivo a la solidificación.

Lo que hemos descrito para el *carbono es también cierto para todos los otros elementos en solución sólida Mn, P, O, Ni, Cr, etc.*, de manera que, en los aceros ordinarios y en los especiales, la solución γ existente por encima de A_3 es de concentración más o menos uniforme en estos diversos elementos. Es lo que se evidencia al atacar con reactivos, como los cúpricos, que hacen aparecer la *macroestructura o estructura primaria del acero (o estructura dendrítica en los aceros no forjados)* nacida durante la solidificación y cuyo dibujo puede ser modificado después por los *tratamientos mecánicos en caliente* (ver capítulo anexo II bis) ; esta macroestructura sólo se revela gracias a la persistencia de la segregación dendrítica.

Hay, en general, concordancia de posición entre las regiones impuras y el emplazamiento de las inclusiones: las inclusiones finas jalonan el contorno de ramas dendríticas y las inclusiones gruesas, cuando existen, se sitúan en los confines de las construcciones dendríticas, es decir, en las juntas de los granos de solidificación (se trata entonces de una red de debilidad destruída por el forjado).

Sin embargo, se debe observar que ciertas inclusiones, de dimensiones variables y frecuentemente importantes (silicatos vítreos, por ejemplo), no están distribuídas según la macroestructura y pueden encontrarse situadas tanto en los ejes como en los espacios interdendríticos.

Según Stead, Le Châtelier y Bogitch, los elementos fósforo y oxígeno en solución sólida son, principalmente, los que por su concentración desigual hacen aparecer la estructura primaria.

Se puede atenuar esta concentración desigual de los elementos en solución sólida, cuyas consecuencias veremos más adelante, efectuando un calentamiento o *tratamiento de homogeneización*, que permite realizar la difusión de los elementos en *solución sólida*.

Las condiciones de esta operación son:

1º) *Condición necesaria: temperatura suficiente para situarse en el dominio de la solución sólida* γ. Por debajo de es-

te dominio de una sola fase, se encuentra el intervalo de transformación y en él se produce, pues, lo contrario, separación o segregación de los constituyentes proeutectoides ferrita y cementita (ver más adelante).

2º) *Estructura fina,* que disminuye las distancias entre los puntos cuya diferencia de concentración es máxima, de manera que el efecto es más eficaz y más rápido sobre una pieza tal como se encuentra luego de ser vaciada en molde metálico que sobre la misma pieza moldeada en arena y especialmente sobre una pieza forjada que sobre la misma pieza antes del forjado. No obstante, por razones todavía poco conocidas, algunos autores han pretendido que la homogeneización de la solución sólida, lejos de ser más fácil sobre los productos batidos en caliente sería más lenta que sobre los productos tal como se obtienen en el vaciado.

3º) *Temperatura lo más elevada posible* (sin embargo, permaneciendo siempre, como se indicó, por debajo del sólidus). La velocidad de difusión crece en forma exponencial, con la temperatura; se comprueba, pues, prácticamente (fig. 25) la existencia de una temperatura θ_d por arriba de la cual la difusión es sensible, en tanto que por debajo es prácticamente nula. Por ese motivo los tratamientos térmicos usuales, que se efectúan en general por debajo de θ_d, no afectan la estructura primaria o macroestructura.

4º) *Naturaleza del elemento (o de elementos) en solución sólida.* La velocidad de difusión y por consiguiente la temperatura θ_d dependen del elemento en solución sólida; muy elevada para el carbono [1] es sin embargo baja para el fósforo, cromo y la mayoría de los elementos. Además, los diversos elementos que se hallan al mismo tiempo presentes pueden influirse mutuamente; es así como la elevación de concentración del fósforo se opone a la difusión del carbono.

---

(1) Sin duda debido a la intervención de componentes gaseosos (CO y CO_2) que se difunden con gran velocidad en el sólido y que hacen el papel de intermediarios para la migración de este elemento.

Si recalentamos un acero dado (es decir, de composición química y estructura conocidas) a una temperatura θ *situada en el dominio de la solución sólida* (fig. 25) y superior a θ_d, la longitud de la banda PQ, o separación extrema de concentración, experimentará las variaciones P_1 Q_1 durante el calentamiento, P_2 Q_2 por permanencia a θ y, finalmente, se tendrá P' Q' mucho más estrecha que P Q si θ y la duración del calentamiento son elevados.

Se somete así al acero considerado al *tratamiento de homogeneización.* Los tratamientos de homogeneización resultan particularmente recomendables para los aceros moldeados y las grandes piezas forjadas [1], así como en todos los casos en que existan accidentes de templado atribuibles a una desigualdad en el temple del metal.

Si se sale del dominio de la solución sólida, se entra en los dominios de dos fases cuya separación obra en sentido inverso, para acentuar la heterogeneidad; el tratamiento de homogeneización debe pues terminarse con un enfriamiento rápido, un temple, cuyos efectos y condiciones serán examinados en

---

(1) Numerosos resultados relativos al efecto sobre las características mecánicas se pueden ver en la obra de Giolitti: *"Le traitement thermique préliminaire des aciers"*, Paris, Dunod, 1920. Es al efecto de la homogeneización por un recocido preliminar prolongado a alta temperatura, que se debe atribuir la mejora de las cualidades mecánicas de las piezas forjadas y no a la desaparición de las tensiones internas como lo hemos demostrado. (Ver A. Portevin, *Rev. Mét. t. XXI* p. 279, 1924.) Se puede observar que es bastante natural que la ferrita aparezca y se desarrolle donde la red cristalina deja el máximo de espacio ya sea: 1) en el contacto de los granos entre sí (juntas de los granos) o con los cuerpos extraños (inclusiones) 2) siguiendo las direcciones de máxima separación de los planos reticulares es decir de los planos de gran densidad atómica (caras del octaedro en la red cúbica centrada de la austenita).

Por las mismas razones, las juntas de los granos y las inclusiones son puntos de partida o centros de cristalización durante la transformación A_1 que trae consigo el nacimiento de la perlita o de la troostita, pero como esta reacción provoca la desaparición total de la austenita, el efecto de orientación cristalina de esta última sólo se manifiesta en casos excepcionales.

lo que sigue. Nos limitaremos a decir que es suficiente en general, un temple dulce troostítico; en las grandes piezas hay que limitarse a obtener un agregado fino de ferrita y perlita; se puede, en este último caso, aumentar el efecto de temple con la incorporación al acero de elementos tales como el Cr y Mo que reducen la velocidad crítica de temple.

Hay que evitar tres escollos o accidentes:

1º *Quemado* cuando se alcanza la fusión parcial.

2º *Sobrecalentamiento* o crecimiento del grano γ que produce fragilidad y obliga a completar la operación con un tratamiento de regeneración o afinado del grano.

3º *Segregación* de ferrita o de cementita como consecuencia de un enfriamiento demasiado lento a través del intervalo de transformación A_3 — A_1, especialmente cuando hay inclusiones importantes. La eficacia del tratamiento disminuye en las grandes piezas y hacia el centro de las mismas.

Debemos pues examinar: los fenómenos estructurales durante el pasaje por el intervalo de transformación, el sobrecalentamiento, el quemado, y los medios de remediarlos (tratamientos de regeneración o de afinado de la estructura).

Descripción morfológica de las transformaciones en el estado sólido (estructuras de transformación).

Examinemos, por ejemplo, lo que pasa durante el enfriamiento de un acero hipoeutectoide, dulce o semiduro (fig. 26). Para un acero hipereutectoide bastaría reemplazar en lo que sigue la palabra "ferrita" por la palabra "cementita".

A alta temperatura, el acero está constituído por una solución sólida hierro γ - carbono, formada por granos yuxtapuestos. Admitiremos, para simplificar, que esta solución es de *concentración uniforme* y, si es necesario, que ha sido uniformizada por permanencia suficiente en el dominio γ (tratamientos de homogeneización por difusión). Durante el enfriamiento, en el *intervalo de transformación,* es decir entre el punto de transformación superior A_3 (temperatura variable con el porcentaje de carbono) y el punto de transformación in-

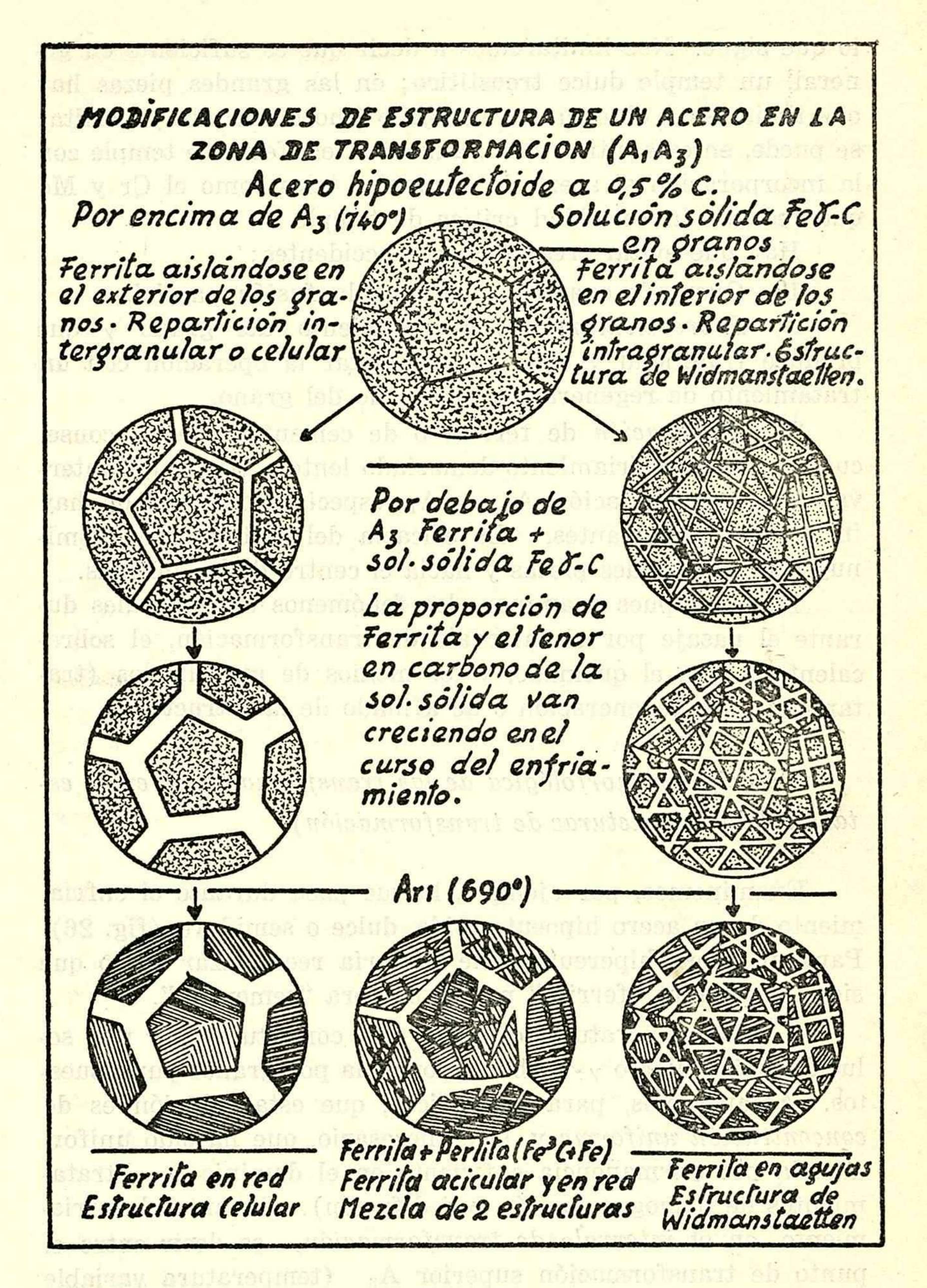

MODIFICACIONES DE ESTRUCTURA DE UN ACERO EN LA ZONA DE TRANSFORMACION (A_1A_3)
Acero hipoeutectoide a 0,5 % C.
Por encima de A_3 (740°)
Solución sólida Feγ-C en granos
Ferrita aislándose en el exterior de los granos. Repartición intergranular o celular
Ferrita aislándose en el interior de los granos. Repartición intragranular. Estructura de Widmanstaetten.
Por debajo de A_3 Ferrita + sol. sólida Feγ-C
La proporción de Ferrita y el tenor en carbono de la sol. sólida van creciendo en el curso del enfriamiento.
Ar1 (690°)
Ferrita en red
Estructura Celular
Ferrita + Perlita (Fe^3C+Fe)
Ferrita acicular y en red
Mezcla de 2 estructuras
Ferrita en agujas
Estructura de Widmanstaetten

Figura 26

ferior A_1 (hacia los 700º), la ferrita proeutectoide se separa progresivamente mientras que la solución sólida restante se enriquece naturalmente en carbono disuelto, de acuerdo con el diagrama de equilibrio que indica para cada temperatura la concentración de la solución sólida γ restante y la proporción de ferrita separada.

Es evidente que esta ferrita sólo podrá aislarse de dos maneras: sea entre los granos o, dicho de otro modo, en el exterior de los granos de la solución sólida (repartición intergranular), sea en el interior de los granos (repartición intragranular).

a) *Entre los granos,* la ferrita forma una red que sigue el contorno de los granos y cuyas mallas rodean la solución sólida restante. El espesor de esta red de ferrita crece durante el enfriamiento, al mismo tiempo que aumenta la concentración de carbono en la solución sólida que se encuentra entre las mallas de la red, hasta que la temperatura alcanza el punto de transformación inferior A_1; el porcentaje de carbono es entonces el del eutectoide y esta solución se transforma (recalescencia) en el agregado Fe α + Fe_3C eutectoide o perlita. Se obtiene pues finalmente una red de ferrita que contiene entre sus mallas la perlita: es la *estructura reticular, celular o intergranular,* en la que la red reproduce los contornos de los granos iniciales.

b) *Dentro de los granos,* la ferrita se deposita según cuatro planos orientados cristalográficamente (paralelos a las caras del octaedro) en cada grano y forma así láminas planas o cristales tabulares, entrecruzados, cuyo espesor aumenta como precedentemente hasta la formación de la perlita, que llena los intervalos entre las láminas. En un corte cualquiera por el plano de pulido, se observa pues, en cada grano, la ferrita repartida en figuras de aspecto geométrico según tres direcciones (excepcionalmente dos o cuatro direccciones). *Es la estructura intragranular o de Widmanstaetten.*

En realidad, las dos estructuras tipos que acabamos de describir no son nunca puras, perfectamente realizadas; son estructuras límites ideales; la separación de la ferrita durante

el enfriamiento participa de estos dos modos de repartición y se produce en parte en los granos iniciales y en parte entre los granos (1).

Circunstancias o factores que hacen predominar uno u otro tipo de estructura

Si los granos iniciales son grandes y si la separación de la ferrita no se efectúa muy lentamente, ésta no llega al exterior de los granos y la estructura resulta preferentemente intragranular o de Widmanstaetten. Si los granos iniciales son pequeños o si la separación de la ferrita es muy lenta, predomina por el contrario la estructura celular. De modo que la estructura de Widmanstaetten caracteriza en general a los granos iniciales muy desarrollados; es el caso de los aceros tales como se obtienen en el vaciado y de los aceros sobrecalentados durante el forjado o los tratamientos térmicos. Es pues un índice de fragilidad.

Este crecimiento de los granos γ por sobrecalentamiento depende de la temperatura, del tiempo y del acero (composición y elaboración). Sólo se produce de manera sensible cuando se trata de una fase única, es decir, austenita sola: los residuos de ferrita o de cementita no disueltos por el calentamiento parecen obrar limitando el crecimiento, lo que se nota especialmente entre los aceros de cementitas difícilmente solubles

(1) Estas estructuras, formadas por la repartición de constituyentes proeutectoides, ferrita y cementita, son *estructuras secundarias;* derivan hereditariamente de la *estructura primaria* existente después de la solidificación, formada por los granos de austenita, porque la separación de los constituyentes proeutectoides se efectúa progresivamente en esta austenita durante el intervalo A_3-A_1. Posteriormente, durante la transformación A_1 nace la *estructura terciaria,* formada por la perlita que, en el estado laminar (ver más adelante), puede ser considerada como formada por "granos de perlita", siendo cada uno de ellos un haz de láminas de la misma orientación; esta orientación es, esta vez, independiente de la del grano de austenita que le ha dado origen destruyéndose; se puede así decir que se trata de la estructura α por oposición a la estructura γ. Esta estructura terciaria puede influir igualmente sobre la rotura del acero en frío, especialmente en los aceros vecinos del eutectoide en los que las estructuras secundarias pierden importancia.

(por ejemplo aquellos con Cr y con V); también se admite que las inclusiones pueden oponerse al crecimiento del grano (es así como se explica la acción de las adiciones de aluminio por formación de partículas muy finamente dispersas de alúmina).

La fase austenita que nace en la transformación tiene, en las vecindades del punto Ac_3 o Acm una determinada granulación que es generalmente fina.

El tamaño de los granos varía poco, cualquiera que sea el tiempo de permanencia, por debajo de una cierta zona de temperatura. Cuando se alcanza esta zona, el grano crece (fig. 27), generalmente por aparición de granos de grandes dimensiones en el seno de los otros (grano mezclado). Este crecimiento continúa con el tiempo en forma tanto más rápida

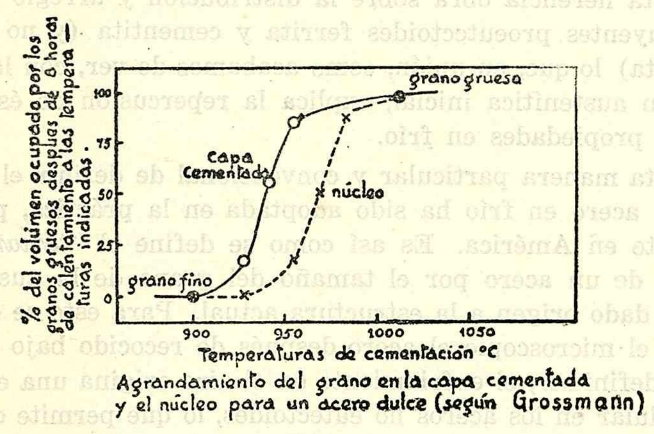


Figura 27

cuanto más alta sea la temperatura. Se termina finalmente en una granulación gruesa que continúa todavía su desarrollo con la temperatura pero en general mucho más lentamente.

El hecho de que el crecimiento del grano austenítico se sitúe, para la mayoría de los aceros, en una zona de temperaturas relativamente estrecha, explica que se haya podido hablar de temperatura de sobrecalentamiento. Este sobrecalentamiento se produce a temperaturas más o menos elevadas según los aceros: algunos elementos favorecen su aparición; otros la retardan.

Se ve que la estructura granular existente a alta temperatura después de la solidificación, ejerce una acción directriz determinante sobre la arquitectura final.

Esta última puede concebirse como formada por la yuxtaposición de granos complejos, análogos a las piedras artificiales de una construcción (son las células de Osmond). Estos granos complejos son uniones de perlita y ferrita y cada uno corresponde a un grano de la solución sólida primitiva que existía antes de la transformación: *hay herencia de estructura.*

Esto no es en manera alguna exclusivo de los aceros: los latones de dos constituyentes, tales como se obtienen por moldeado, están formados por granos complejos, asociación de grano de solidificación.

Esta herencia obra sobre la distribución y arreglo de los constituyentes proeutectoides ferrita y cementita (y no sobre la perlita) lo que, en unión, como acabamos de ver, con la granulación austenítica inicial, explica la repercusión de ésta sobre las propiedades en frío.

Esta manera particular y convencional de definir el *"grano"* del acero en frío ha sido adoptada en la práctica, principalmente en América. Es así como se define el *"tamaño del grano"* de un acero por el tamaño del grano de la austenita que ha dado origen a la estructura actual. Para esto se observa con el microscopio el acero después de recocido bajo condiciones definidas; el enfriamiento en el aire origina una estructura celular en los aceros no eutectoides, lo que permite contar fácilmente los granos por unidad de superficie (para los aceros vecinos del eutectoide es mejor favorecer la formación de la estructura reticular mediante una corta permanencia antes del enfriamiento a una temperatura un poco superior a A_1); para un acero eutectoide se templa un ejemplar, de bastante espesor, y, en la región vecina a la velocidad crítica de temple (ver más adelante) donde el acero está formado por martensita + troostita (ver fig. 32), la red de nódulos de troostita dibuja el contorno de los granos. Para los aceros extra-dulces se cementa y se vuelve a caer en el caso de un acero hipereutectoide.

El tamaño del grano así determinado, influye sobre las distintas propiedades del acero: velocidad crítica de temple (poder templante y penetración del temple), características mecánicas y magnéticas, ductilidad y aspecto de la superficie de las chapas laminadas en frío, facilidad de trabajo, normalidad y anormalidad de los aceros para cementación.

Regeneración de los aceros (fig. 28)

La estructura de solidificación de las piezas moldeadas es muy gruesa (a menudo apreciable a simple vista); lo mismo sucede con la estructura final que derive de ella hereditariamente, el metal resulta frágil. De la misma manera el calentamiento del acero a alta temperatura durante un tiempo suficiente determina el crecimiento del grano de la solución sólida γ y, por consiguiente, una estructura gruesa del acero después del enfriamiento; se dice que el acero ha sido *sobrecalentado.*

Pero, como ya dijimos, la transformación durante el calentamiento da origen a la austenita en granos finos, que solamente crecen a una temperatura más elevada; de esta estructura fina depende hereditariamente, después de la transformación durante el enfriamiento, una estructura fina del acero [1].

De aquí resulta la posibilidad de regenerar el acero moldeado, es decir, de afinar el grano, por el mecanismo representado en la figura 28. Si se calienta un acero de grano grueso hasta sobrepasar la temperatura del punto de transformación más elevado A_3, se produce, a consecuencia del pasaje a través del intervalo de transformación durante el calentamiento, una multiplicación de los granos. Se obtiene pues una solución sólida γ hierro-carbono de pequeños granos, que, por enfriamiento, da hereditariamente una estructura fina y mucho menos

(1) **La diferencia esencial entre las transformaciones durante el calentamiento y durante el enfriamiento reside en el hecho de que la cementita es mucho más soluble en la austenita que en la ferrita y que mientras la transformación** durante el calentamiento conduce a la obtención de una fase única (austenita). **la transformación durante el enfriamiento conduce a un dominio de dos fases (ferrita-cementita).**

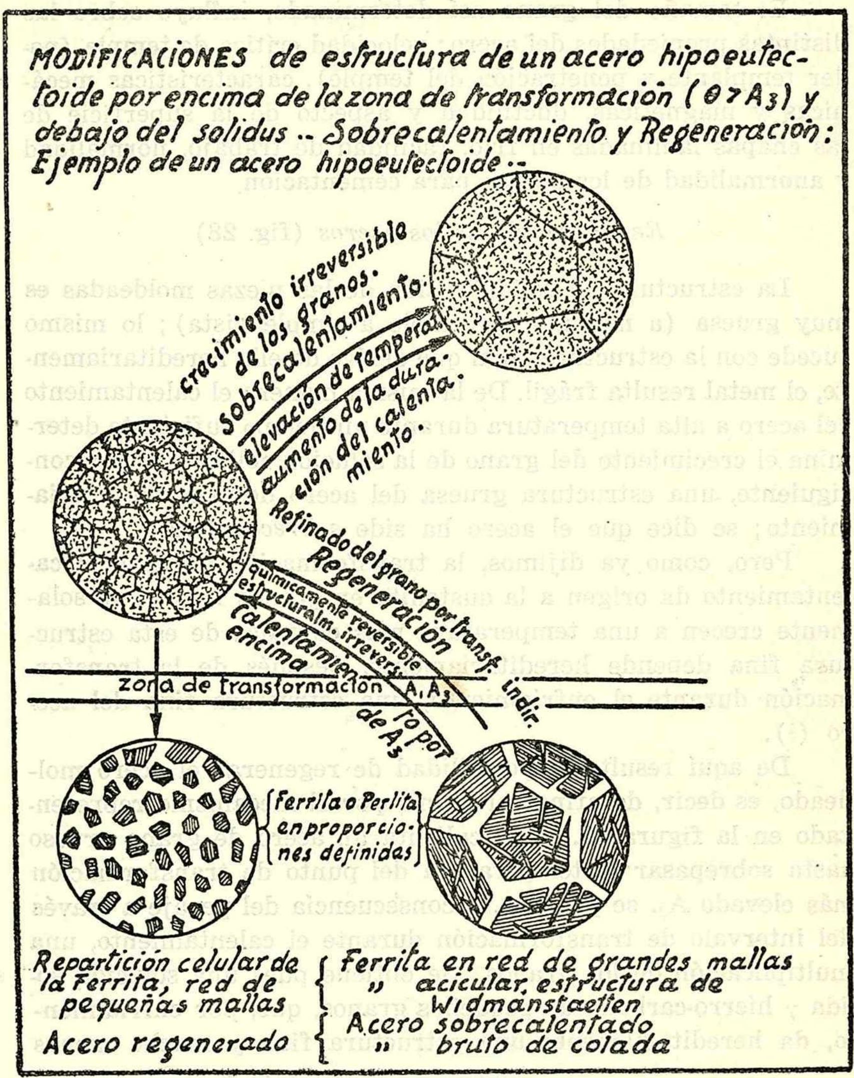


Figura 28

frágil. Pero no hay que exceder mucho Ac_3, ni por mucho tiempo, porque el grano γ crecería nuevamente por sobrecalentamiento. Además, si se deja el acero mucho tiempo por debajo y en la proximidad inmediata de A_1, hay crecimiento del grano α; de modo que en el tratamiento de regeneración el enfriamiento no debe ser demasiado lento.

Es lo que pasa en la operación del recocido de los aceros moldeados y del recocido después del forjado, que debe efectuarse siempre antes del uso, bajo pena de tener piezas frágiles. El afinado de la estructura se aprecia comparando las micrografías.

La micrografía puede pues utilizarse para apreciar la eficacia del tratamiento conjuntamente con los ensayos de choque sobre barras entalladas y el examen de la fractura.

En resumen, la operación de regeneración consiste en un calentamiento del acero por encima de su punto de transformación superior, seguido por un enfriamiento. Es necesario para obtener la regeneración:

1) Calentar dentro del dominio de la austenita pura para hacer desaparecer la "herencia" que la estructura austenítica gruesa anterior había dejado en la repartición y en el arreglo de los constituyentes ferrita-cementita;

2) Mantenerse por debajo de la temperatura del crecimiento del grano austenítico para evitar un nuevo crecimiento exagerado del grano formado.

Es preferible enfriar rápidamente y aún hacer sufrir al acero un temple seguido de revenido, porque así se realiza el mínimo de fragilidad, a causa de la formación del constituyente sorbita, como se verá a propósito de estas operaciones térmicas.

La eficacia de la regeneración es influída por los elementos presentes en el acero: es así que el níquel facilita la regeneración y hace descender A_3; por el contrario el fósforo se opone a la regeneración y eleva A_3. La propiedad que poseen algunos elementos de aleación de facilitar la regeneración parece ligada a:

1) su aptitud para favorecer la germinación durante las transformaciones y, por consiguiente, para dar origen a las granulaciones finas;

2) su aptitud para retardar la aparición del grano grueso en la fase austenítica.

Actualmente se tiende a relacionar estas propiedades con la existencia de partículas microscópicas más o menos solubles en la masa cristalina y existentes en un gran estado de dispersión.

De hecho, algunos elementos, tales como el fósforo, tienden a producir una estructura gruesa, mientras que la adición de otros elementos (aluminio, boro, cromo, molibdeno, vanadio) favorece la obtención de una estructura fina. El aluminio es el más empleado para la regulación del grano, pero hay que tener cuidado de no exagerar la dosis; el vanadio permite un afinado más completo, pero a temperatura elevada el crecimiento del grano se produce bruscamente; el molibdeno obra también, pero en dosis mayores; el cromo no permite un afinado tan acentuado, aún con dosis elevadas.

Puesto que la regeneración implica el pasaje por A_3, los aceros que no tengan transformación (aceros con alto contenido de Ni, Cr, Si, citados anteriormente) no son regenerables por tratamientos térmicos.

Todas las piezas tales como se obtienen en el forjado, que pueden haber sido sólo recalentadas, las piezas que han sufrido un tratamiento de homogeneización a alta temperatura, y las piezas de acero moldeado tales como se obtienen al vaciarlas, que necesariamente han permanecido a temperatura elevada, deben sufrir un tratamiento de regeneración cuando la fragilidad es un inconveniente grave para su empleo.

En lo que respecta a la resiliencia se debe recordar que, en función de todos los factores de los que depende, y en este caso, por consiguiente, de los factores del tratamiento de regeneración, hay una zona de dispersión de los resultados que separa los estados de débil resiliencia y fractura granular de los estados de buena resiliencia y fractura fibrosa (1).

Ejemplos de sobrecalentamiento y de regeneración

1º Sobrecalentamiento de un acero extra-dulce forjado:

I = acero correcto, recocido, de granos finos
II = acero sobrecalentado, de granos gruesos

(1) Ver P. Dejean y S. Gerszonowicz: "Etat actuel de l'essai de fragilité" Dunod, Paris, 1934.

	Ensayo de tracción				Ensayo de fragilidad (probeta Mesnager)
	R	E	A	Σ	ρ
I:	44kg/mm²	30kg/mm²	31%	67%	44kgm/cm²
II:	42	30	32	66	3

2º Regeneración:

Resiliencia ρ en kgm/cm²

	Tal como resultó después de forjado	Regenerado por templado y revenido
Acero con 0,15% C	7	21
0,2 % C	9	19
0,3 % C	6	13

Entre las aleaciones industriales actuales, solamente los aceros pueden ser regenerados térmicamente en piezas moldeadas.

Coalescencia (fig. 29) : *perlitas laminar y globular* ([1])

La perlita, agregado ferrita + cementita en las proporciones del eutectoide que nace en el pasaje por Ar_1, se presenta bajo dos variedades típicas:

1) *Perlita laminar,* formada por láminas alternadas de ferrita y cementita.

2) *Perlita globular,* formada por partículas más o menos redondeadas de cementita, incrustadas en la ferrita.

En cada variedad (cementita en láminas o en glóbulos) la dureza Δ, para un mismo acero, es función de la finura de las láminas o glóbulos.

En la formación de esta estructura, hay a la vez tendencia

(1) Ver como complemento: "Contribution à l'étude de la coalescence de la cémentite dans les aciers et ses conséquences industrielles", por A. Portevin y V. Bernard, *Revue de Métallurgie,* t. XVIII, 729, Nov. 1921.

a la reunión y a la aglutinación de las partículas de cementita y tendencia a la forma esférica. Este fenómeno o coalescencia se manifiesta, no solamente en la cementita del agregado perlita o cementita perlítica, sino también en la cementita proeutéctica. Es un efecto de la tensión superficial y de las diferencias de solubilidad según el radio de curvatura en estado sólido, de donde resulta la intervención de la solubilidad en el estado α de dominio GPO del diagrama, dominio muy estrecho que en el diagrama se confunde con el eje de ordenadas (fig. 7).

Por calentamiento prolongado por debajo del punto A_1, se puede comprobar la tendencia hacia la forma globular de

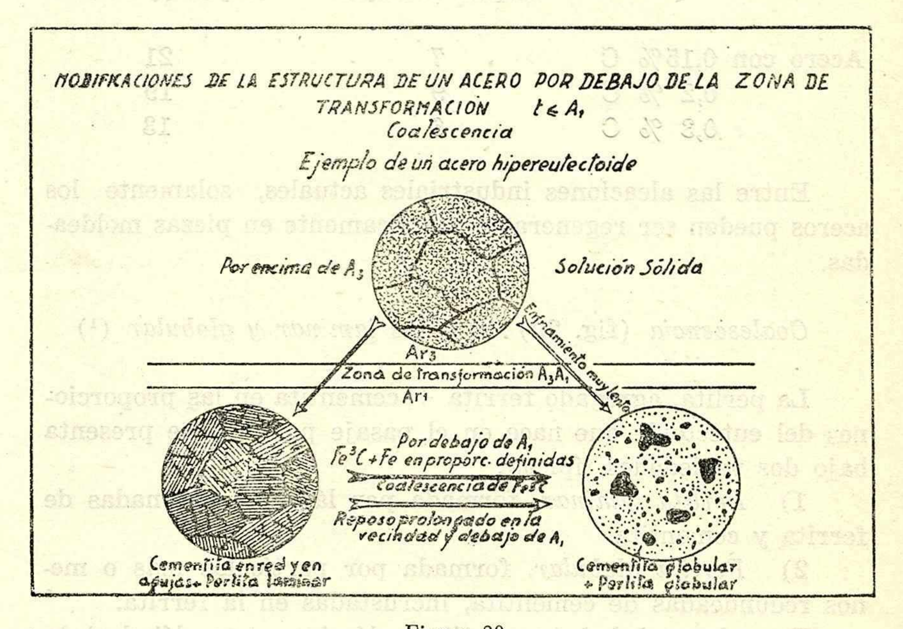


Figura 29

la cementita (esto es facilitado por el "écrouissage" previo); pero esta última se obtiene mejor atravesando Ar_1 lentamente durante el enfriamiento, si la temperatura de calentamiento no es muy elevada (o todavía mejor efectuando oscilaciones de temperatura de pequeña amplitud alrededor de A_1).

Este estado globular de la cementita corresponde al mínimo de dureza de la perlita. Se trata de conseguirlo cuando se

quiere obtener principalmente aceros eutectoides e hipereutectoides (aceros duros para herramientas con 1 % de C y aceros para cojinetes de bolas con 1 % de C y 1-2 % de Cr) que sean fácilmente trabajables con herramientas.

Ejemplo de un acero ligeramente hipereutectoide:

	R kg/mm²	Dureza Brinell, Δ
Estado de la perlita: laminar	89	262
Estado de la perlita: globular	47	137

En general una misma perlita pura puede tener una dureza Brinell Δ que varía:

1) en estado globular, desde 140 con glóbulos grandes hasta 190 con glóbulos pequeños.

2) en estado laminar, desde 190 con láminas gruesas hasta 290 con láminas finas.

La dureza Δ de la perlita laminar de un acero es inversamente proporcional al espesor de las láminas, espesor que puede ser determinado sobre las láminas cortadas normalmente por el plano de pulido y que corresponden al espesor mínimo observado sobre la micrografía (N. T. Belaiew).

El espesor de las láminas disminuye cuando desciende la temperatura de formación de la perlita, a consecuencia del aumento de la velocidad de enfriamiento como se verá más adelante (fig. 35). Si las partículas no son discernibles con los grandes aumentos usuales la dureza puede pasar de 300 (estados sorbítico y troostítico).

Por el contrario, el gran tamaño de las partículas de cementita y la forma globular (que corresponde a una disminución de la superficie con relación al volumen) se oponen a la disolución sólida de la cementita para formar la solución γ durante el calentamiento ulterior; consideración que no hay que perder de vista para el temple.

Estas modificaciones estructurales de la perlita afectan notablemente, no sólo su dureza y sus propiedades mecánicas, sino también sus propiedades magnéticas.

Intervención de la uniformidad de concentración de la solución sólida y de las inclusiones

Hemos visto que los fenómenos siguientes:

— sobrecalentamiento o crecimiento del grano de la solución γ,

— regeneración térmica o afinado del grano por pasaje al estado γ,

— coalescencia de la cementita perlítica y proeutectoide,

— contenido en carbono de la perlita y posición de las líneas de transformación,

resultan influídas por los porcentajes de carbono y de otros elementos del acero. Por consiguiente si la solución γ es de concentración no uniforme, algunas regiones pueden ser:

1) más o menos ricas en carbono y otros elementos, o sea con proporciones variables de perlita.

2) de granos más o menos gruesos y, por consiguiente, unos con estructura celular y otros con estructura de Widmanstaetten;

3) de perlita más o menos fina, unos de perlita laminar y otros de perlita globular.

En consecuencia resulta que hay interés, en algunos casos difíciles, en hacer preceder los tratamientos de afinado y de ablandamiento por coalescencia, por un tratamiento de homogeneización.

En el caso de ablandamiento lo que importa, en particular, es no solamente obtener el ablandamiento por estructura globular de la perlita y de la cementita, sino realizar un tamaño lo más regular posible de las partículas de cementita, de manera que se obtenga una disolución uniforme durante el calentamiento para el temple ulterior.

En fin, las inclusiones (ver capítulo anexo II *bis*) determinan o favorecen (sea por acción física, sea por acción química, sea por concordancia de posición con las regiones impuras) la precipitación o la segregación del elemento proeutectoide, ferrita o cementita, que por consiguiente los rodea (espectros, líneas sombrías, matices y venas de los aceros); estas envolventes impuras, o acumulaciones de constituyentes proeutec-

toides, refuerzan el efecto pernicioso de las inclusiones gruesas sobre las propiedades mecánicas, especialmente en el sentido transversal, y son tanto más acentuadas cuanto más lento es el enfriamiento a través del intervalo de transformación Ar_3-Ar_1, de lo que se deduce el interés de los templados de homogeneización, de incorporación de elementos templantes y la impotencia de los tratamientos para mejorar a veces ciertos aceros.

Quemado (figuras 30 y 31)

Si la temperatura de calentamiento sobrepasa el solidus, hay no sólo sobrecalentamiento sino fusión parcial y separación o segregación de líquido impuro y muy carburado; en el enfriamiento la difusión no es completa, por lo que se produce una red de cementita que acentúa la fragilidad del acero. Es el primer grado de quemado, que se remedia con tratamientos de homogeneización seguidos de regeneración. Pero puede haber en el líquido desprendimiento de gases disueltos, de manera que además se producen *sopladuras*: es el segundo grado de quemado (fig. 31) que puede ser corregido recurriendo al forjado.

Finalmente el líquido puede exudar o bien los granos pueden separarse, produciéndose penetración de aire y oxidación interna, alteración irremediable: tercer grado de quemado (fig. 31).

Como la temperatura de comienzo de fusión (solidus) está influenciada por el contenido de carbono y de otros elementos del acero, la concentración desigual de estos elementos acentúa el peligro de quemado, que comienza a producirse en los puntos de concentración máxima, para los cuales la temperatura del principio de la fusión es mínima. De ahí:

a) la limitación de la temperatura máxima de calentamiento, que será tanto más baja cuanto mayor sea la heterogeneidad o segregación dendrítica (grandes moldeados)

b) posibilidad, por tratamiento de homogeneización, de disminuir los riesgos de quemado.

Propiedades y estructura

Las diversas modificaciones estructurales que acabamos de examinar y que afectan ya sea la finura, ya sea la forma, ya sea la repartición de los elementos de la estructura, pueden

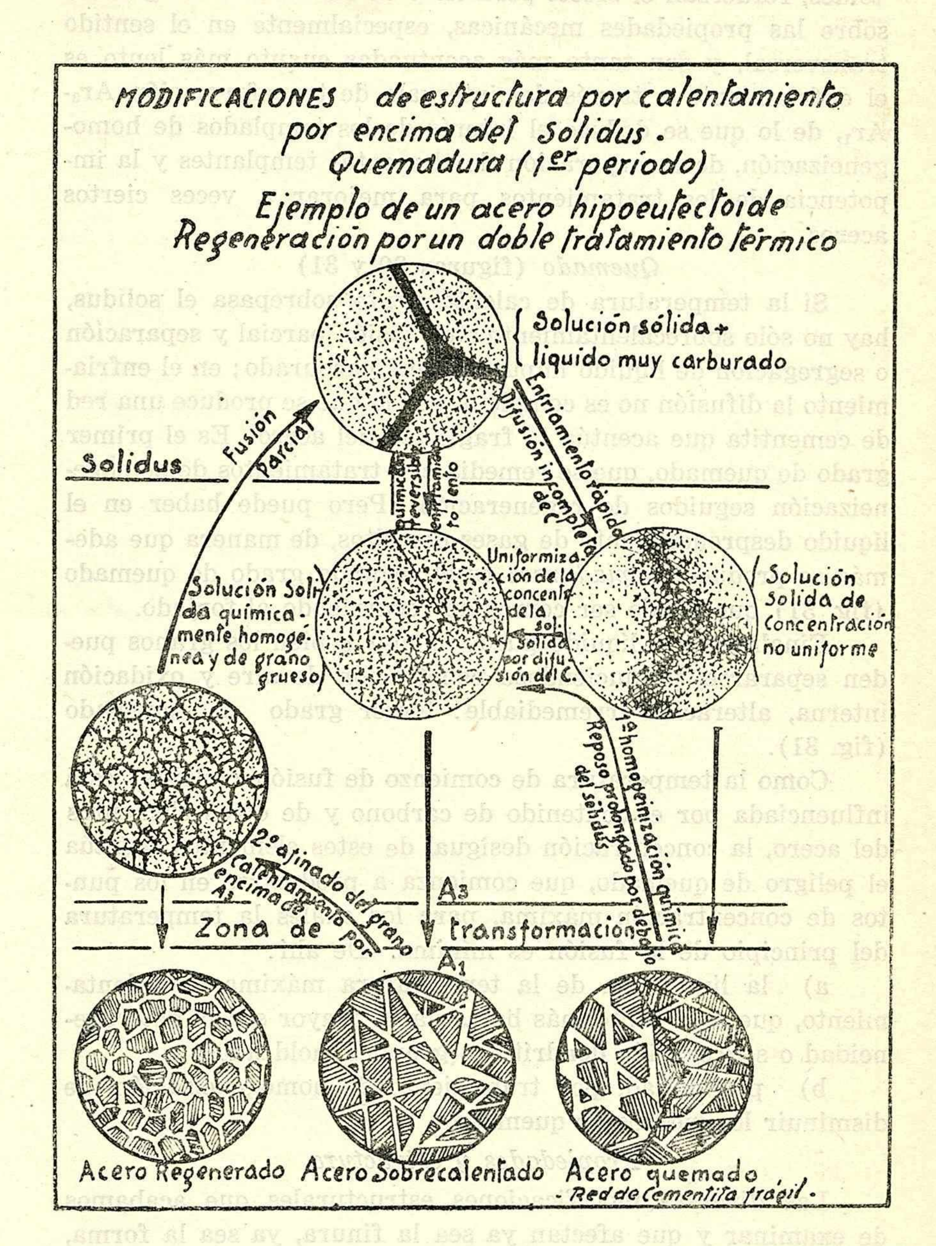

MODIFICACIONES de estructura por calentamiento
por encima del Solidus.
Quemadura (1er periodo)
Ejemplo de un acero hipoeutectoide
Regeneración por un doble tratamiento térmico
Solución sólida + liquido muy carburado
Fusión parcial
Solidus
Enfriamiento rápido
Difusión incompleta de C
Uniformización de la concentración de la sol. sólida por difusión del C.
Solución sólida química-mente homogénea y de grano grueso
Solución sólida de concentración no uniforme
Reposo prolongado por debajo del solidus
1ª homogeneización química
2º afinado del grano
Calentamiento por encima de A3
A3
Zona de transformación
A1
Acero Regenerado
Acero Sobrecalentado
Acero quemado
- Red de Cementita frágil -

Figura 30

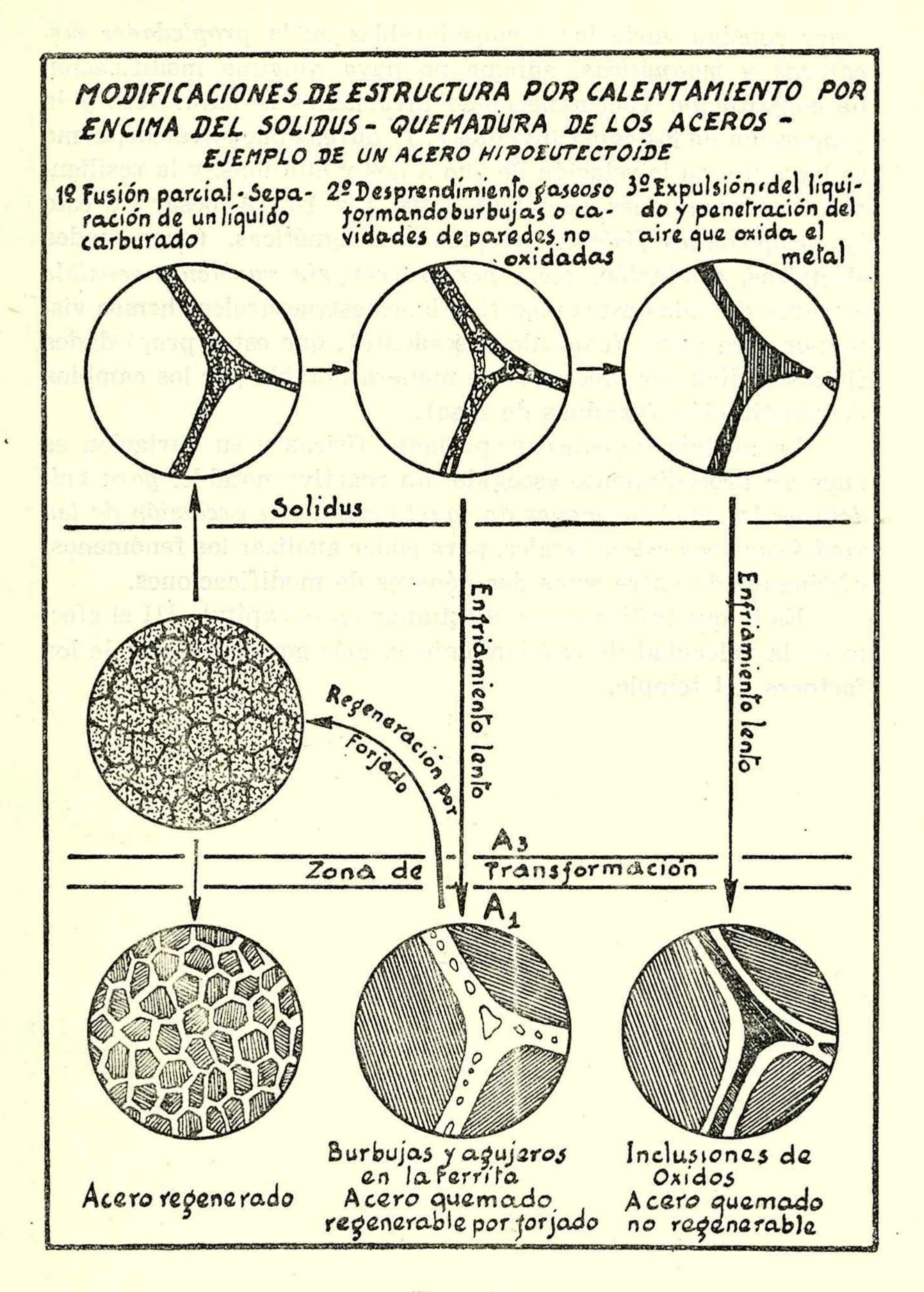

MODIFICACIONES DE ESTRUCTURA POR CALENTAMIENTO POR ENCIMA DEL SOLIDUS - QUEMADURA DE LOS ACEROS -
EJEMPLO DE UN ACERO HIPOEUTECTOIDE
1º Fusión parcial - Separación de un líquido carburado
2º Desprendimiento gaseoso formando burbujas o cavidades de paredes no oxidadas
3º Expulsión del líquido y penetración del aire que oxida el metal
Solidus
Enfriamiento lento
Enfriamiento lento
Regeneración por Forjado
A3
Zona de Transformación
A1
Acero regenerado
Burbujas y agujeros en la ferrita
Acero quemado regenerable por forjado
Inclusiones de Oxidos
Acero quemado no regenerable

Figura 31

traer consigo variaciones considerables en la *propiedades mecánicas y magnéticas,* aunque no haya ninguna modificación de constitución (permaneciendo invariables la naturaleza y la proporción de los constituyentes) ; la dureza puede variar, como se ha visto, en la relación de uno a dos y aún más, y la resiliencia en proporciones variables entre 1 y 10. A pesar de esto las *propiedades físicas,* excepto las magnéticas, (propiedades eléctricas, dilatación, etc.) *permanecen sin variación sensible* a través de todas estas modificaciones estructurales; hemos visto, por otra parte (capítulo precedente), que estas propiedades físicas podían ser afectadas de manera notable por los cambios de constitución (cambios de fase).

La medida de estas propiedades físicas y su variación es pues un procedimiento escogido, un reactivo notable, *para evidenciar las modificaciones de constitución, con exclusión de las modificaciones estructurales,* para poder analizar los fenómenos, distinguiendo entre estos dos géneros de modificaciones.

Es lo que utilizaremos al estudiar en el capítulo III el efecto de la velocidad de enfriamiento y, más generalmente, de los factores del temple.

CAPITULO ANEXO II bis

EXAMEN DE MICROGRAFIAS Y MACROESTRUCTURAS

A. — *Examen micrográfico de los aceros ordinarios recocidos*

Reactivos

a) *Reactivos que coloran la perlita.*

1º Reactivo de ácido pícrico de Igewski:

Alcohol etílico, 100 cm^3.

Acido pícrico, 5 g.

2º Reactivo de ácido nítrico de Sauveur:

Alcohol etílico, 100 cm^3.

Acido nítrico, 10 cm^3.

3º Reactivo de Benedicks:

Alcohol etílico, 100 cm^3.

Acido metanitrobenzosulfúrico, 4 g.

El primer reactivo, más rápido (en promedio 30 segundos de ataque), conviene para el ataque corriente.

El segundo reactivo diferencia mejor los diversos granos de la ferrita cuyas juntas hace aparecer.

El tercer reactivo da una imagen más fina que conviene particularmente para la fotografía y que diferencia mejor los constituyentes de temple (ver capítulo anexo III bis).

Para más datos sobre la duración del ataque de los reactivos, ver "*Précis de Métallographie*" de Guillet y Portevin (pág. 361 de la edición de 1932).

b) *Reactivo que colora la cementita.*

Reactivo de picrato de sodio alcalino, de Le Châtelier:

Agua destilada, 100 g.

Lejía de soda a 36º Beaumé, 25 g.

Acido pícrico, 2 g.

Se disuelve el ácido pícrico en agua caliente, se hace hervir y se le agrega progresivamente la lejía de soda. Se emplea en ebullición (duración del ataque: 1 a 10 minutos).

Definición, caracteres y propiedades de los constituyentes de aceros ordinarios recocidos

Ver: *"Précis de Métallographie"* de Guillet y Portevin. (Pág. 151 a 162 de la edición de 1932).

Indicaciones suministradas por el examen micrográfico

1º *Contenido aparente en carbono* (para los aceros hipoeutectoides solamente).

Evaluado según las proporciones de los constituyentes ferrita y perlita, mediante la comparación con una escala tipo de micrografía (fig. 32), teniendo en cuenta las condiciones de recocido y la presencia de elementos diferentes del carbono.

Da indicios aproximados respecto a la dureza, si se tiene en cuenta la finura de la perlita, aunque es mejor efectuar un ensayo directo de dureza por medio de un aparato de esfera pequeña.

2º *Finura y variedad de la perlita*

La apreciación del espesor de las láminas (teniendo en cuenta su incidencia con el plano de corte, como lo indica N. T. Belaiew: "Sur la perlite, sa structure et ses propriétés mécaniques", Rev. Mét. t. XXVII, p. 680, Déc. 1930) para la perlita laminar, o de la finura de los glóbulos para la perlita globular, suministra datos sobre: la dureza de la perlita, la facilidad de trabajo y de temple ulterior, el tratamiento sufrido anteriormente (tratamientos preliminares); al apreciar estos factores se tendrán en cuenta los elementos diferentes del carbono.

3º *Repartición de los elementos proeutectoides. Ferrita y cementita*

Esta repartición permite definir, como se ha dicho precedentemente, el "grosor del grano" del acero que, junto con la consideración de la forma en que se halla repartido (celular

o de Widmanstaetten), suministra datos sobre las propiedades mecánicas, y principalmente sobre la fragilidad del acero (teniendo en cuenta la dureza y la presencia de elementos diferentes del carbono), así como sobre el tratamiento sufrido (sobrecalentamiento y regeneración).

Sometiéndolos previamente a un recocido definido y uniforme (por ejemplo calentamiento durante 1 hora a 925º), se pue-

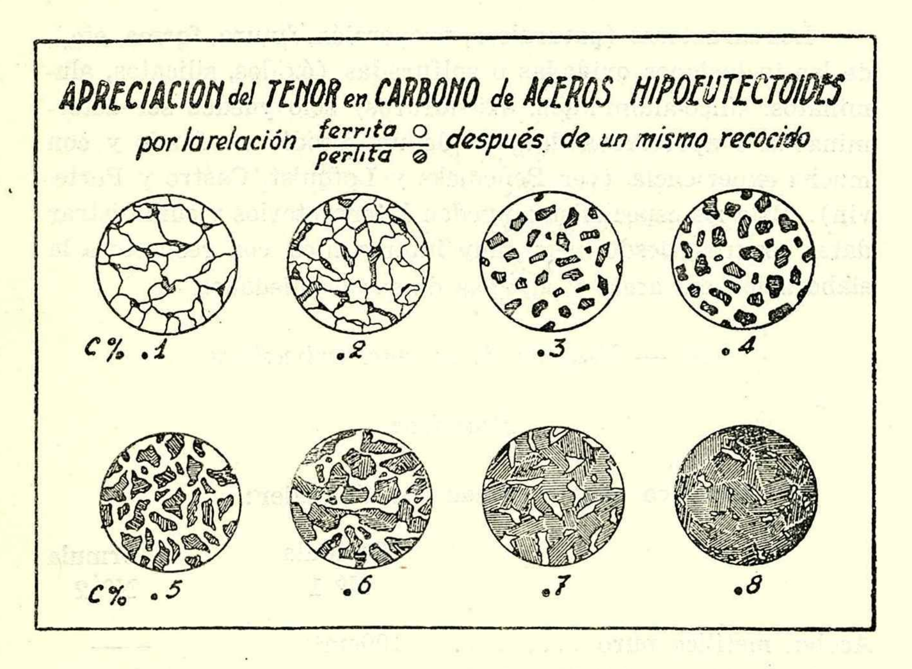


Figura 32 (según F. Robin)

den clasificar los aceros por "grosor de grano" que influye, como se ha dicho, sobre diversas propiedades (poder de temple, facilidad de trabajo, aspecto de los palastros laminados en frío, propiedades magnéticas, anormalidades en la cementación). Es así como en Norte América, la American Society for Steel Treating ha establecido una escala de grosores de granos: el índice de categoría varía entre 1 y 8, siendo igual a n cuando el número de granos por cm^2 es 2^{n+3} (o sea $100 \times 2^{n-1}$ por pulgada cuadrada).

Se puede igualmente determinar la tendencia al crecimiento del grano de un acero mediante los índices de grosor para temperaturas y duraciones de calentamiento crecientes; esta susceptibilidad de aumento del grano es llamada también "tamaño del grano inherente".

4º *Inclusiones*

Los caracteres (naturaleza, proporción, finura, forma, etc.) de las inclusiones oxidadas o sulfuradas (óxidos, silicatos, aluminatos, sílico-aluminatos, oxi-sulfuros) sólo pueden ser determinados o apreciados después de un estudio profundo y con mucha experiencia (ver Benedicks y Lofquist, Castro y Portevin). Sólo los especialistas pueden interpretarlos y suministrar datos seguros, desde luego muy interesantes, con respecto a la elaboración del acero y algunas de sus propiedades.

B. — *Examen de la macroestructura*

Reactivos

1º Reactivo cúprico Stead - Le Châtelier:

	Fórmula Nº 1	Fórmula Nº 2
Acohol metílico puro	100cm³	——
Alcohol etílico a 95º	——	100cm³
Agua	18cm³	10cm³
Acido clorhídrico concentrado....	2cm³	2cm³
Cu Cl² 2H²O	1 g.	1 g.
Mg Cl² 6H²O	4 g.	——
Acido pícrico	——	0.5 g.

Se puede seguir la formación de la capa superficial de cobre y detenerla en el punto deseado o llevar más adelante esa formación y quitar el exceso frotando con una pasta de pulir metales, o aún disolver el cobre con amoníaco.

2º Reactivo cúprico ácido de Humphrey.

Es el reactivo de Heyn, acidificado:

Cloruro de cobre amoniacal	120	g.
Acido clorhídrico concentrado	50	cm^3.
Agua	1000	cm^3.

La proporción de ácido varía según los aceros. Para evitar la adherencia del depósito de cobre, se comienza el ataque con una solución neutra, y se aumenta progresivamente la proporción de ácido hasta alcanzar el contenido máximo.

Duración del ataque: de 20 minutos a una hora.

Después de la eliminación del cobre, se seca la pieza y se acusan los relieves con papel de esmeril fino. La superficie grabada puede servir como clisé de impresión con tinta grasa.

Resultados.

El examen de la macroestructura del acero indica si se trata de productos moldeados (lingotes o piezas de forma), o de productos que han sufrido un tratamiento mecánico en caliente (productos forjados, laminados, estampados, etc.); es útil hacer dos cortes perpendiculares entre sí.

En los productos moldeados, principalmente los lingotes, se deducen datos sobre las condiciones de solidificación; en los productos forjados, sobre el modo de forjado adoptado y sobre el grado de "corroyage" sufrido, teniendo en cuenta la estructura inicial (ver A. Portevin y V. Bernard *"La macrostructure de l'acier examinée au moyen du réactif Stead - Le Châtelier"*, Rev. Mét. t. XV. p. 273, 1918; A. Portevin, E. Prétet y H. Jolivet, *Congrès de Métallurgie de Liége* de juin 1930; Rev. Mét. t. XXVIII p. 121, mars 1931; N. T. Belaiew, *"La cristallisation des métaux"*, Paris 1934).

En cambio, la macroestructura no es sensible a los tratamientos térmicos usuales, y no permite una apreciación cuantitativa de la intensidad de la segregación dendrítica, es decir del grado de heterogeneidad y de la naturaleza de los elementos en solución sólida.

En resumen:

La micrografía da indicaciones sobre los tratamientos térmicos sufridos por el acero y por consiguiente, sobre las variaciones que experimentan las propiedades mecánicas de un mismo acero en el tiempo, durante el curso de su historia térmica.

La macroestructura suministra datos sobre los tratamientos mecánicos sufridos por el acero y sobre la orientación de las propiedades mecánicas en el mismo acero.

CAPITULO III

FENOMENOS Y MECANISMO DEL TEMPLE EN EL ACERO. VELOCIDAD CRITICA DEL TEMPLE

La experiencia secular del temple ha evidenciado, como ya lo hemos dicho, las dos variables principales y esenciales que deben ser consideradas: temperatura del temple y velocidad de enfriamiento.

Pero el estudio racional y metódico del temple implica, además:

1º La lista completa, la definición y la medida experimental de las variables o magnitudes que comporta todo tratamiento térmico, o dicho de otro modo, la definición completa y cuantitativa de este tratamiento;

2º La caracterización completa del efecto de este tratamiento sobre la constitución, la estructura y las propiedades, mediante procedimientos experimentales apropiados.

En posesión de estos datos, es posible establecer relaciones entre los dos grupos de factores y caracteres: los que definen el tratamiento y los que definen los resultados o el efecto del tratamiento, y en consecuencia conocer el mecanismo y las leyes de estos fenómenos, finalidad de todo estudio científico.

Magnitudes que definen un tratamiento térmico

Todo tratamiento térmico elemental consiste en un calentamiento seguido de un enfriamiento y está enteramente definido por la curva *oabc* (fig. 33) que indica la temperatura θ en función del tiempo t. Dicha curva se compone de un período *oa* de calentamiento a temperatura variable y ascendente, de un período *ab* de temperatura constante θ_c y de un período *bc* de enfriamiento a temperatura variable y descendente.

De acuerdo con lo que hemos dicho a propósito de los diagramas de equilibrio, la constitución química de un acero tiende, a una temperatura determinada, hacia un estado de equilibrio perfectamente conocido y función de la temperatura.

Si admitimos que la permanencia a la temperatura θ_c, es decir la longitud *ab*, es suficiente, el estado químico del acero en el punto *b* estará definido por la temperatura θ_c.

Como se ha visto, la duración requerida es variable, para un mismo acero, con el estado inicial (principalmente con la finura de la estructura, que facilita la formación de solución sólida de Fe_3C).

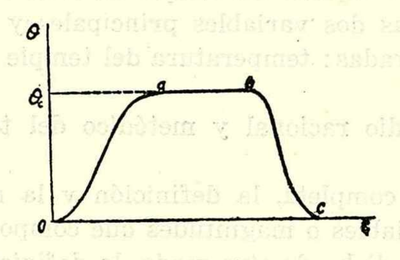


Figura 33

La duración del calentamiento y el estado inicial son factores que dejaremos por ahora de lado, admitiéndolos como constantes. Solamente queda por caracterizar el período de enfriamiento: supondremos siempre la misma ley de enfriamiento (la ley de Newton, por ejemplo), de manera que pueda ser definido, además de la temperaura inicial θ_c, por un solo parámetro que será, a voluntad, la velocidad media de enfriamiento o inversamente la duración del enfriamiento entre dos temperaturas fijadas (1).

---

(1) En realidad, como la velocidad de enfriamiento $V = d\theta/dt = - K.(\theta - \theta_e)$, siendo θ_e la temperatura del medio refrigerante o baño de temple, se puede, al estudiar la influencia de la velocidad de enfriamiento, proceder de dos maneras:

a) Tomar θ_e = temperatura ambiente y hacer variar K, modificando la naturaleza del baño del temple o la masa del ejemplar; se tendrá un enfriamiento continuo hasta el estado final a la temperatura ambiente.

(Sigue en la página siguiente)

Con estas reservas, un tratamiento térmico puede definirse por:

1º la temperatura inicial del enfriamiento θ_c o temperatura de temple en el caso de temple;

2º la velocidad media V o rapidez del enfriamiento, o aún su inversa, la duración del enfriamiento.

Se trata en primer lugar de obtener experimentalmente valores numéricos de estas dos variables θ_c y V.

La temperatura de calentamiento es una magnitud muy fácil de medir tanto en el laboratorio como en la industria, gracias al empleo de pares termo-eléctricos y a los procedimientos basados en las radiaciones caloríficas y luminosas y en la resistencia eléctrica; en cambio la medida de las velocidades de enfriamiento, o más exactamente el trazado experimental de las curvas de enfriamiento, es una operación delicada cuando los enfriamientos se hacen rápidamente o muy rápidamente.

Así, mientras se trató de temples a velocidades moderadas (enfriamiento en el aire o en pequeños hornos de laboratorio), fué relativamente fácil evidenciar, por medios térmicos y dilatométricos, los fenómenos fundamentales del rechazo a baja temperatura de la transformación en el enfriamiento y del desdoblamiento de esta transformación. Es así como se han observado estos fenómenos sobre los aceros auto-templantes con Cr-W (aceros para útiles de corte rápido) y con Cr-Ni por

---

b) Mantener constante la naturaleza del baño de temple y el ejemplar haciendo variar θ_e, temperatura del baño temple. Pero entonces el enfriamiento se opera en 3 estapas:

1ª enfriamiento de θ_c a θ_e.

2ª permanencia a θ_e durante un tiempo T.

3ª enfriamiento de θ_e a la temperatura ambiente.

Se puede hacer variar θ_e y T sin modificar de otro modo los dos períodos de enfriamiento cuyos efectos es necesario conocer o admitir. Es el temple en dos tiempos que ha originado durante los últimos años estudios muy interesantes desde el punto de vista del conocimiento de la velocidad y modalidades de descomposición de la solución γ o austenita.

Nos ha parecido más lógico, bajo el doble aspecto pedagógico e histórico, adoptar el primer modo de estudio.

Osmond, luego por Grenet. Es, hasta cierto punto, *una presentación lenta* de los fenómenos, que luego ha sido necesario, por una parte, estudiar sistemáticamente en función de la velocidad de enfriamiento y, por otra, comprobar para los aceros ordinarios, que requieren, para ser templados, velocidades de enfriamiento correspondientes a la inmersión en el agua de ejemplares relativamente pequeños.

Estos dos problemas, estudio sistemático de la velocidad de enfriamiento y observación de los fenómenos en los enfriamientos rápidos, han sido resueltos por primera vez hace unos veinte años, en dos estudios realizados en la misma época.

Uno (1) mediante el perfeccionamiento de los aparatos y dispositivos de registro térmicos (pares de muy pequeña inercia térmica, oscilógrafo, contacto material verificado entre la soldadura y el metal, etc.) y obtención de la variación de velocidad de enfriamiento mediante la modificación de la masa de los ejemplares templados en agua.

El otro (2) por vía dilatométrica, utilizando hilos finos enfriados en medios gaseosos (para realizar el enfriamiento homogéneo en toda su longitud) y modificando la velocidad de enfriamiento al actuar sobre la conductividad térmica del medio gaseoso (mezclas en proporciones variables de nitrógeno e hidrógeno).

Nos encontramos así en condiciones de estudiar la influencia de las dos variables: la temperatura inicial y la velocidad de enfriamiento.

Pero, para la utilización y aplicación de las nociones, resultados y leyes adquiridos por experiencias sistemáticas de laboratorio, es necesario no olvidar las simplificaciones y consideraciones siguientes que luego deberemos tener en cuenta para la transformación en la aplicación práctica.

1) La duración del calentamiento y el estado inicial se han supuesto constantes y elegidos para obtener la solución sólida completa durante el calentamiento;

2) el enfriamiento se efectúa según una ley simple;

---

(1) **A. Portevin et M. Garvin, C. R. y Iron and Steel Institute, 1917-1918.**

(2) **P. Chévenard, C. R. y Rev. Mét. 1917-1919.**

3) la velocidad de enfriamiento es necesariamente variable con la posición del punto considerado dentro de la masa; es máxima en la periferia, mínima en el centro;

4) la velocidad de enfriamiento no es una magnitud definida y medible en la práctica; está fijada por la pieza a templar y por las condiciones exteriores de enfriamiento; será pues necesario conocer de qué manera y en qué medida obra el medio sobre el factor velocidad que tomaremos como variable del fenómeno.

En una palabra, será necesario pasar del *temple del punto material,* donde las variables son la temperatura y la velocidad de enfriamiento, al *temple de una pieza,* definido por la forma de ésta y por el medio exterior (naturaleza, propiedades, temperatura, masa, agitación).

Caracterización del resultado de un tratamiento térmico

Nos proponemos examinar simultáneamente el efecto de un tratamiento térmico sobre:

1) la transformación durante el enfriamiento;

2) el estado después del enfriamiento, es decir después del tratamiento, estado definido por:

la constitución química;

la estructura;

las propiedades mecánicas: generalmente el fin principal de un tratamiento térmico es modificar estas propiedades mecánicas en el sentido que se desea, y más raramente, modificar las propiedades físicas y químicas.

Para simplificar, describiremos y analizaremos los fenómenos para el acero eutectoide que no comporta más que una transformación única [1]:

$$Fe\,\alpha + Fe^3\,C \underset{Ar_1}{\overset{Ac_1}{\rightleftarrows}} \text{solución } \gamma$$

y generalizaremos después para los otros aceros.

---

(1) **Para simplificar, despreciaremos la pequeñísima solubilidad del carbono en el Fe_α, porque ésta no interviene en los fenómenos que describiremos; en cambio desempeña una función importante en los fenómenos que tienen lugar por debajo de A_1.**

1º *Transformación durante el enfriamiento*

Adoptaremos el método dilatométrico que, como hemos dicho, es el mejor actualmente para poner en evidencia y caracterizar numéricamente las transformaciones en el estado sólido.

Las temperaturas se toman como abscisas y las dilataciones como ordenadas. Hay que considerar dos puntos característicos:

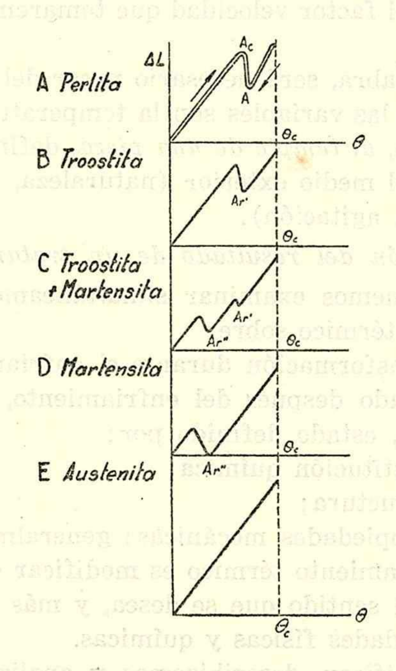


Figura 34

a) posición térmica de la transformación

b) amplitud de la transformación, que permite comparar la intensidad de reacción a igualdad de temperatura.

Las llevaremos como ordenadas sobre el diagrama en función de V (fig. 35).

2º *Constitución química*

Se tiene: Fe α + Fe_3C ——» solución γ, luego:

1) disolución de Fe_3C y

2) modificación alotrópica del hierro

Es necesario por consiguiente caracterizar:

1) el estado del carburo Fe_3C, que puede estar, ya sea en solución, ya sea fuera de solución o libre;

2) el estado del hierro, que puede ser α o γ.

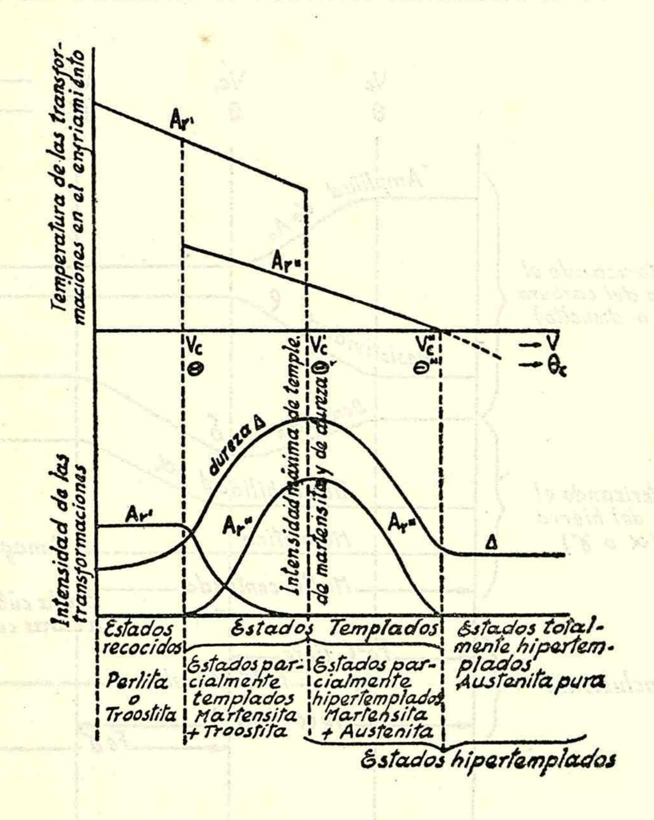


Figura 35

Así como se obtuvo el diagrama de equilibrio que define la constitución química de equilibrio, mediante el estudio de las propiedades físicas, la constitución química del acero después del tratamiento se deduce del conocimiento de sus propiedades físicas: resistencia eléctrica, dilatabilidad, densidad, punto de Curie de la cementita, etc. (fig. 36).

Agregaremos aquí el estudio químico que permite, por disolución del metal en los ácidos, aislar o no el carburo de hierro, según que esté libre o disuelto.

De suerte que:

A. — El estado del carburo, libre o disuelto, se deducirá:

a) de la resistencia eléctrica: la disolución del carburo

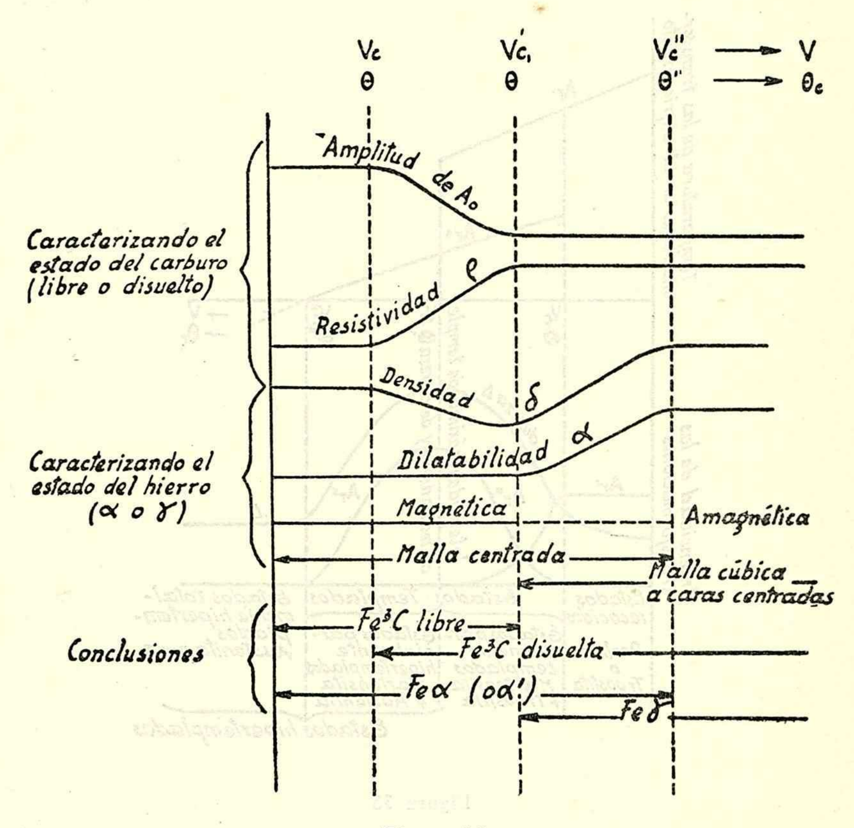


Figura 36

de hierro está acompañada por un aumento considerable de la resistencia eléctrica;

b) del estudio químico, que permitirá aislar o no el carburo de hierro, según que este último se halle en estado libre o disuelto;

c) del estudio del punto de Curie A_o o anomalía reversi-

ble que posee el carburo de hierro, a 210º cuando se encuentra libre, es decir no disuelto, y cuya medida da una evaluación de la proporción de carburo libre;

d) de la densidad; la disolución del carburo se traduce en una ligera disminución de la densidad.

B. — El estado del hierro se conocerá por el examen de:

e) el magnetismo: el hierro γ no es magnético a ninguna temperatura, y el hierro α es magnético a la temperatura ordinaria;

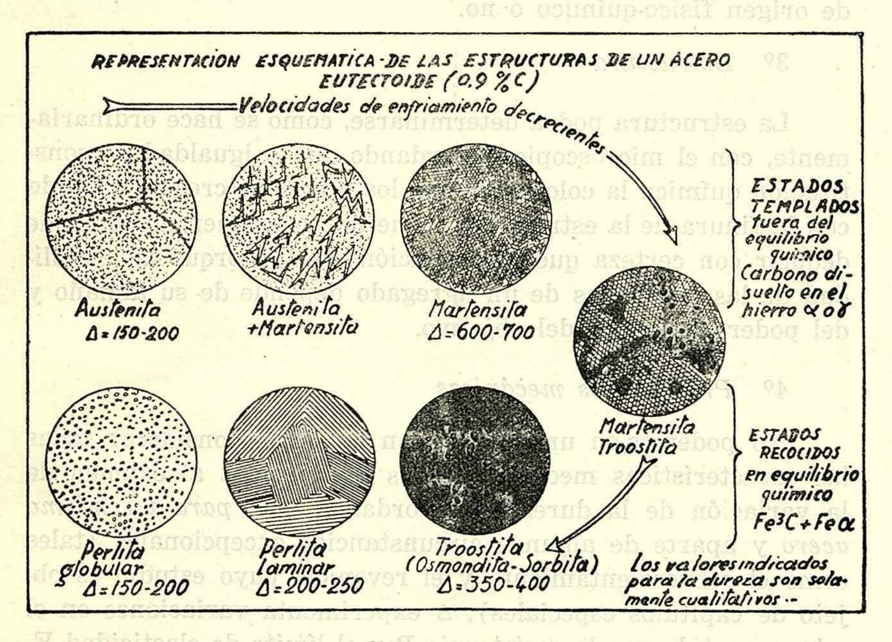


Figura 37

f) el valor del coeficiente de dilatación, netamente más elevado para el hierro γ que para el hierro α;

g) la variación de la densidad: el pasaje de α a γ está acompañado por un aumento de densidad;

h) los resultados del estudio espectrográfico con los rayos X, que suministra directamente la distinción cristalográfica esencial entre las formas α y γ (cubo centrado para α y cubo de caras centradas para γ).

El estudio cuantitativo de las propiedades mecánicas y magnéticas revela variaciones y singularidades que no se pueden atribuir solamente a la constitución química y que se explican, como lo hemos visto en los ejemplos precedentes, por modificaciones estructurales.

Estamos pues ahora en condiciones de reconocer las diferencias físico-químicas existentes entre dos estados de un mismo acero y de ver si una modificación de propiedades o de aspecto micrográfico, resultante de un tratamiento térmico, es de origen físico-químico o no.

3º *Estructura*

La estructura podrá determinarse, como se hace ordinariamente, con el microscopio, recordando que a igualdad de constitución química la coloración con los reactivos crece a menudo con la finura de la estructura, y que de un examen no se puede deducir con certeza que hay solución sólida porque la visibilidad de las partículas de un agregado depende de su tamaño y del poder separador del objetivo.

4º *Propiedades mecánicas*

No podemos,en un estudio tan sumario, considerar todas las características mecánicas. Nos limitaremos al examen de la variación de la dureza Δ recordando que, *para un mismo acero* y aparte de algunas circunstancias excepcionales (tales como el sobrecalentamiento y el revenido, cuyo estudio es objeto de capítulos especiales), Δ experimenta variaciones en el mismo sentido que la resistencia R y el límite de elasticidad E, y de sentido contrario al alargamiento A, la estricción Σ y la resiliencia ρ.

Haremos pues figurar en el diagrama en función de V, las variaciones de Δ.

La dureza Δ y las propiedades mecánicas y magnéticas dependen a la vez, como hemos visto, de la constitución y de la estructura. Son una resultante de estos dos factores, y por consiguiente no se pueden interpretar sus variaciones si además no se conoce por lo menos uno de estos factores.

Fenómenos que acompañan el aumento de la rapidez del enfriamiento de un acero eutectoide. (Ver las figuras 34, 35, 36 y 37)

Procederemos a un examen puramente objetivo de los fenómenos, sin teorías ni hipótesis previas, limitándonos, para comenzar, a un mismo acero eutectoide con 0.9 % de C, calentado a una temperatura $\theta_c > Ac_1$ y enfriado con velocidades crecientes, es decir, al examen de la influencia de la única variable V, manteniendo constantes las otras.

Se puede distinguir en la marcha de los fenómenos varios períodos:

A. — *Enfriamientos muy lentos* (tales como el de una pieza en un horno, o el del centro de una pieza grande que se enfría al aire).

La transformación es prácticamente reversible (a más o menos 30º) y su amplitud permanece constante (fig. 34, A).

En el microscopio, se observa la perlita (fig. 37), constituyente coloreable con los reactivos y que con grandes aumentos se desdobla en dos elementos: hierro α y carburo de hierro Fe_3C.

Este agregado resoluble con el microscopio y de composición determinada, es magnético; el carburo se halla en estado libre, lo que se puede verificar por aislamiento químico y por la existencia de su anomalía a 210º. La dureza es ligeramente variable, según el tamaño de los elementos del agregado; la dureza mínima corresponde a un mínimo de finura de los elementos y por consiguiente de la velocidad de enfriamiento. (Ver el capítulo II, coalescencia).

B. — *Enfriamientos medianamente rápidos* (por ejemplo: enfriamiento de pequeñas piezas en el aire, centro de piezas medianas sumergidas en aceite o agua).

A medida que la velocidad de enfriamiento crece, el punto Ar desciende lentamente, pero *de manera continua* (fig. 35), permaneciendo siempre por arriba de 650º *y su amplitud no cambia* (punto Ar' de la figura 34 B).

La rapidez con que se colorea la perlita bajo la acción de los reactivos crece, al mismo tiempo que aumenta la finura de la estructura. Se llega así a un constituyente producido por la

transformación a una temperatura superior a 600º, muy coloreable por los reactivos, no resoluble con el microscopio, llamado *troostita* (fig. 37).

La resistencia eléctrica no ha variado; se puede aislar el carburo libre por vía química y, por calentamiento, se encuentra también la anomalía de la cementita hacia los 210º con su misma amplitud: el carburo está pues en estado libre. El acero es aún magnético, el coeficiente de dilatación no se ha modificado, el hierro está en el estado α, lo que resulta confirmado por los rayos X. Este conjunto de comprobaciones (fig. 36), agregado a la continuidad de la ley del descenso de la transformación y a la constancia de su amplitud, permiten definir la troostita como un agregado, no apreciable con el microscopio, de hierro α y de carburo de hierro, mezcla químicamente idéntica a la perlita y que no se diferencia de ésta más que en la finura de sus elementos.

La dureza crece lenta y progresivamente, a medida que la velocidad de enfriamiento aumenta, como consecuencia del aumento de finura de los elementos de la estructura que se han hecho invisibles con el microscopio.

Se dice a veces que el acero de troostita ha sufrido un temple dulce; en realidad, la dureza permanece lo bastante baja como para permitir trabajarlo.

Desde el punto de vista de la constitución química es aún un estado recocido, pero estructuralmente templado.

C. — *Enfriamientos rápidos* (región vecina a la superficie en las piezas templadas en agua fría).

Si la velocidad de enfriamiento continúa en aumento, se observa finalmente el rechazo a baja temperatura (inferior a 350º) de la transformación en el enfriamiento (fig. 34 C), la cual pasa de una posición elevada Ar' a una posición baja Ar''. *Hay discontinuidad* en la ley del descenso del punto de transformación en función de la velocidad de enfriamiento, y *desdoblamiento de la transformación,* al mismo tiempo que se observa la *aparición de un nuevo constituyente* poco coloreable con los reactivos, muy duro (apreciación por el rayado con una aguja), de aspecto generalmente en forma de agujas según tres direcciones y que se llama *martensita* (fig. 37). La amplitud

de la transformación alta Ar', que califica la proporción de troostita formada, disminuye en provecho de la transformación baja Ar'' (fig. 35), al mismo tiempo que la proporción del constituyente martensita aumenta en detrimento de la troostita. *El constituyente martensita se forma pues en Ar'', cuya amplitud mide la cantidad de martensita formada.*

Ar' termina por desaparecer (fig. 34 D), así como la troostita, y se puede observar (fig. 35), si no la martensita pura, por lo menos el máximo de cantidad de martensita (máximo de amplitud de Ar'') exenta de troostita, lo que permitirá estudiar este nuevo constituyente y caracterizar su naturaleza. La resistencia eléctrica sufre un aumento considerable, su valor llega a ser más del doble del valor anterior, indicando la disolución sólida del carburo; ya no se puede aislar el carburo de hierro por vía química y la anomalía reversible a 210º ha desaparecido. El carburo está en solución sólida (fig. 36).

La martensita es magnética, y su dilatabilidad es aún la del hierro α, de modo que se trata de una solución sólida fuera de equilibrio, de carburo de hierro en hierro α o solución α, lo que se confirma mediante el estudio por los rayos X. (1)

La aparición de la martensita está acompañada por un aumento considerable de la dureza, la que resulta más que triplicada: *el acero está templado.*

Existe pues una velocidad de enfriamiento en la que se produce una discontinuidad en la ley de descenso del punto de transformación por enfriamiento, así como el constituyente martensita, y que llamaremos *velocidad crítica del temple* V_c o velocidad máxima de recocido.

La característica esencial del temple de los aceros reside pues en la existencia de una velocidad crítica de temple que señala una discontinuidad en los fenómenos observados; cuando se pasa de esta velocidad, aparecen simultáneamente la transformación inferior Ar'' (situada entre 350º y la temperatura ambiente), la martensita y un aumento considerable de la du-

---

(1) En realidad la martensita posee una red de mallas cuadráticas centradas, muy vecina del cubo (la relación de ejes es 1,03 en lugar de 1) : se la podría designar por solución α' (ver cap. X).

reza, estando *estos tres fenómenos estrictamente ligados entre sí.*

Esta importancia primordial de la velocidad crítica de temple nos incita a estudiar los factores que la modifican.

Factores que influyen sobre la velocidad crítica del temple ([1])

Consideremos ahora el conjunto de los aceros ordinarios al carbono; los factores que influyen sobre la velocidad crítica de temple son:

1º *La composición química del acero* y principalmente los contenidos de carbono y manganeso. La velocidad crítica de temple parece pasar por un mínimo para el contenido eutectoide de 0.9 % de C (influencia de los primeros indicios de ferrita y de cementita proeutectoide), y disminuye netamente cuando aumenta el contenido de manganeso.

Sin hablar de los elementos especiales (Ni, Cr, W, etc.) cuya considerable influencia será examinada más adelante, la velocidad crítica de temple depende de los otros elementos del acero, incluso de las impurezas, particularmente el azufre y el oxígeno, que originan *inclusiones* o partículas no disueltas en el estado sólido en los constituyentes del acero, formadas por óxidos, silicatos y sulfuros.

Estas inclusiones ejercen una acción sobre la velocidad crítica de temple; de ahí la influencia de la calidad del acero, la cual a su vez depende de todas las condiciones de fabricación.

2º *La temperatura inicial de temple*

Para un mismo acero, la elevación de la temperatura inicial de temple tiende a disminuir la velocidad crítica de temple:

$$V_1 < V_2 \text{ si } \theta_1 > \theta_2$$

Dicho de otra manera, la elevación de la temperatura inicial de temple obra como el aumento de la velocidad de enfriamiento, rechazando a baja temperatura la transformación durante el enfriamiento.

---

(1) Nos referimos aquí más especialmente a V_c, pero las otras velocidades críticas (ver las figuras 35 y 36) están en general —si bien no necesariamente— afectadas en el mismo sentido. Es así que ciertos elementos disminuyen V_c es decir aumentan el poder de temple y la penetración de temple, sin obrar del mismo modo sobre V_c' (ejemplo: el boro).

3º *El grosor del grano de la solución sólida*

La troostita (estado recocido) se forma de preferencia en las juntas de los granos de la solución sólida (ver fig. 37); el aumento de finura de los granos tiende pues, para un mismo acero, a oponerse al temple, es decir, a aumentar la velocidad crítica del temple.

Aceros "hipertemplados": la austenita

Si se acumulan todas las causas que tienden a disminuir la velocidad crítica de temple, o dicho de otro modo, a trasladar a baja temperatura la transformación por enfriamiento: gran velocidad de enfriamiento (pequeños ejemplares templados en agua helada), alta temperatura inicial de temple, contenidos elevados de carbono ($C > 0.9$ %) y de manganeso (2 %)— se llega a que la transformación se encuentra por debajo de la temperatura ordinaria; en otros términos, se la suprime completamente durante el curso del enfriamiento hasta la temperatura ambiente (fig. 34 E).

En consecuencia se debe encontrar en esta última temperatura el estado estable en caliente, es decir, la solución sólida γ no transformada.

En efecto, se comprueba una nueva modificación en el examen microscópico y se observa (fig. 37) un constituyente un poco más coloreable que la martensita (para un mismo acero), que se presenta en granos yuxtapuestos, como toda solución sólida, y que se denomina *austenita*.

La alta resistencia eléctrica y el estudio químico indican que el carburo se halla en estado de disolución; por otra parte la austenita no es magnética; la dilatabilidad está fuertemente aumentada; todo esto prueba que el hierro se halla en el estado γ, resultado confirmado mediante el estudio con los rayos X (fig. 36).

En cambio, un acero que haya sido llevado al estado austenítico es sensiblemente menos duro que cuando se encuentra en estado martensítico.

Se han excedido pues las condiciones óptimas de obtención de alta dureza, que es el fin de la operación del temple; diremos que el acero está *hipertemplado*.

Con relación al estado martensítico, estado duro, un mismo acero puede, por lo menos en principio, presentar dos clases de estados relativamente dulces: los estados estables en frío o perlíticos y los estados estables en caliente o austeníticos.

El conocimiento de este nuevo constituyente, la *austenita*, nos permite ahora proseguir y terminar el estudio que habíamos detenido en el momento del rechazo total del punto de transformación hacia la posición Ar".

Si se continúa haciendo crecer la velocidad de enfriamiento, la amplitud de la reacción a baja temperatura Ar", que señala siempre el nacimiento de la martensita va decreciendo (fig. 35), es decir, la reacción se hace cada vez más incompleta y la cantidad de martensita producida va disminuyendo; la parte no transformada es, de acuerdo con lo que acabamos de ver, austenita; de suerte que obtenemos mezclas de austenita y de martensita (fig. 37), cada vez más ricas en austenita hasta que, por la supresión completa de la transformación, se llega a la austenita pura.

Sobre el diagrama de la fig. 35 hemos representado la temperatura Ar" como si descendiera progresivamente hasta más abajo de la temperatura ambiente, mientras que trabajos recientes, efectuados principalmente en Alemania (Wewer y Engel), indican que Ar" permanece a temperatura constante, por grande que sea la velocidad de enfriamiento V; en cambio, los otros factores del temple, que estudiaremos más adelante (temperatura θ_c, elementos especiales: Mn, Ni, etc.) producen los fenómenos tales como están representados sobre esta figura, con descenso progresivo de Ar"; de modo que hemos mantenido para Ar" esta inclinación para que el diagrama de la fig. 35 (desde luego puramente cualitativo) conserve un carácter general y pueda ser utilizado para representar la acción de todos los otros factores del temple.

Al mismo tiempo, la dureza tiende a disminuir, de acuerdo con lo que sabemos de la austenita. En realidad, en los aceros al carbono no se puede obtener austenita pura por enfriamiento rápido, sin que intervengan otros elementos tales como el

manganeso y el níquel. Templando pequeños ejemplares de acero carburado, no manganésico, en agua helada, a partir de una alta temperatura, se obtiene solamente una mezcla de austenita y martensita.

Podemos ahora terminar el trazado del diagrama esquemático completo, que resume la influencia de la velocidad de enfriamiento (fig. 35) sobre la posición y amplitud del punto de transformación, la microestructura y las propiedades mecánicas, en particular la dureza. Se obtiene el máximo de dureza cuando se ha realizado la martensita pura, y todo aumento ulterior en la velocidad de enfriamiento no solamente no produce ningún suplemento de dureza, sino lo contrario.

Los fenómenos serían exactamente iguales en un acero no eutectoide; se agregaría simplemente el constituyente proeutectoide, ferrita o cementita, en proporciones dependientes de la velocidad de enfriamiento y de la temperatura θ_c; este constituyente siempre presente cuando θ_c se encuentra en el intervalo de transformación entre A_1 y A_3 o entre A_1 y Acm, desaparece cuando θ_c es superior a A_3 o Acm si al mismo tiempo la duración del calentamiento ha sido suficiente y la velocidad de enfriamiento V bastante elevada.

La obtención de estados templados e hipertemplados consiste en la conservación de soluciones sólidas, α o γ, sobresaturadas de ferrita y cementita, de modo que estos fenómenos son enteramente comparables a los de sobrefusión. La presencia de ferrita o cementita tiende naturalmente a hacer que cese esta sobrefusión y por consiguiente, se opone a la obtención de estos estados fuera de equilibrio; se explica así el aumento de V_c cuando nos alejamos del contenido eutectoide o cuando desciende θ_c.

Nota complementaria: Los tres modos de descomposición de la austenita en el enfriamiento

La exposición de los fenómenos de la descomposición de la austenita o solución γ durante el enfriamiento, ha sido *simplificada voluntariamente* y limitada a las dos formas esenciales características: transformación superior (perlítica o troostítica) y transformación inferior (martensítica).

En realidad, si se considera el conjunto de los aceros industriales y de los modos de enfriamiento, se comprueban tres zonas de transformación, Ar', Ar", Ar''', con posibilidad de una triplicación de la transformación correspondiente a tres modalidades distintas. En la representación cuantitativa de los fenómenos de la fig. 35, se han reunido bajo la designación de Ar", para comodidad y sencillez de la explicación, las dos transformaciones Ar" y Ar'''.

Pero el estudio de la descomposición de la austenita o solución γ en condición isoterma, es decir, con detención de duración variable a temperaturas determinadas, sea durante el enfriamiento (por inmersión en un baño metálico fundido: estudios de Davenport y Bain, Wewer, Lange, Jellinghaus y Hild, Portevin, Chevenard y Jolivet, Gretchko y Korimkov, etc.), sea durante el recalentamiento o revenido de la austenita hipertemplada (Portevin y Chevenard), ha puesto claramente en evidencia estas zonas Ar', Ar", Ar''', que se suceden superponiéndose más o menos en la escala de las temperaturas, y que corresponden a tres modos diferentes de descomposición de la austenita, los que se pueden designar de la manera siguiente: (1)

Ar' — Transformación en el dominio superior (forma laminar: perlita o troostita nodular).

Ar" — Transformación en el dominio intermedio (forma acicular: troostita acicular).

Ar''' — Transformación en el dominio inferior (forma martensítica).

En las dos primeras manifestaciones, Ar' y Ar", la marcha de la transformación depende de dos magnitudes, como en la solidificación de las soluciones sobresaturadas: número de nuevos gérmenes que se originan y velocidad de cristalización o de crecimiento de los granos, a partir de estos gérmenes. Interviene la difusión, sobre todo para Ar', que se efectúa a temperatura más elevada que Ar". Por otra parte, como consecuencia del efecto del número de gérmenes, las curvas que represen-

---

(1) A. Portevin y P. Chevenard, C. R. CCIV. 772,8 marzo 1937.

tan los progresos de estas transformaciones, en función de la temperatura, tienen un aspecto que se asemeja a la forma de campana, característica de los fenómenos estadísticos.

1º La transformación Ar', superior o perlítica, parece estar esencialmente relacionada con la posibilidad de germinación y de cristalización de la cementita, a partir de la austenita sobresaturada, luego de la separación más o menos completa de ferrita proeutectoide. Del mismo modo que en el endurecimiento estructural de las aleaciones livianas (cap. IX y X), hay un período de incubación o un "tiempo de retraso" antes de la aparición de gérmenes visibles o comprobables. Esta transformación progresa sobre todo por crecimiento de los gérmenes existentes; da origen sea a una estructura laminar visible con el microscopio (perlita) sea no resoluble (troostita nodular). En este último caso, la estructura laminar de los nódulos puede verificarse mediante un examen con luz ultravioleta (Lucas) o evidenciarse con los aumentos usuales después del enfriamiento lento de los aceros especiales con manganeso (1).

2º La transformación en el dominio intermedio Ar'' parecería corresponder principalmente a la formación de ferrita sobresaturada (solución α), ferrita que puede, por otra parte, descomponerse por precipitación total o parcial de carburo. El aspecto estructural de los productos de transformación se modifica notablemente, pero de una manera continua, cuando la temperatura baja: de reticular, el aspecto pasa a ser acicular y se observa el constituyente llamado "troostita acicular" (2).

El fenómeno Ar'' progresa principalmente por aparición de nuevos elementos, agrupados y orientados según la estructura llamada de Widmanstaetten, disposición que produce a veces una confusión con la martensita. Esta estructura se observa igualmente en los enfriamientos muy lentos de aceros especia-

---

(1) A. Portevin: Comptes-Rendus, CLXV, p. 62 (1917).

(2) Conservaremos este nombre, que ha extendido el uso, aunque el término "acicular", aplicado a una estructura o a un constituyente, sea impropio, puesto que en el espacio hay láminas y no agujas.

les con nickel [1]. La transformación Ar'' de la austenita no es nunca absolutamente completa: los residuos sufren en parte la transformación inferior o martensítica Ar'''.

3º La transformación inferior o martensítica Ar''' se distingue de las dos precedentes por ser repentina. Su mecanismo ha sido revelado, estos últimos años, por la espectrografía con rayos X (Seljakow, Kurdjumow y Goodtzow, Ohmann, Hagg, Hanemann y Wiester, Steinberg, Forster y Scheil, etc.). Parece efectuarse sin cambios de concentración y progresar por saltos bruscos.

La transformación Ar''' no se ha podido suprimir haciendo mayor la velocidad de enfriamiento y su temperatura, para una austenita de composición dada, depende poco de la velocidad.

Por el contrario, la composición de la austenita y los factores de los que depende la transformación Ar''' (temperatura de calentamiento, transformaciones anteriores, etc.) modifican el punto de aparición de la martensita, como lo hemos demostrado anteriormente.

La martensita, solución sólida inestable de carbono en el hierro α, tiende a descomponerse con una velocidad que crece con la temperatura, como lo indicamos en el estudio del revenido (ver el capítulo V). Los productos de esta descomposición corren el riesgo de ser confundidos con la troostita acicular que, por otra parte, puede aparecer al mismo tiempo.

Estas tres transformaciones, Ar', Ar'', y Ar''', se superponen más o menos parcialmente. Cuando están suficientemente separadas, resultan dos zonas de estabilidad relativas de la austenita, entre Ar' y Ar'' y entre Ar'' y Ar''' [2].

En lo que sigue conservaremos la presentación simplificada: Ar' designa la transformación superior perlítica o troostítica, es decir que da los estados recocidos, y Ar'' designa la transformación inferior o martensítica que da los estados templados.

---

(1) A. Portevin: Comptes-Rendus, CLXXII, p. 964 (1921) y Revue de Métallugie, 1921. t. 18, pág. 713.

(2) Para más detalles ver A. Portevin y H. Jolivet: Las transformaciones en el enfriamiento en los aceros (Anales de la Academia de Ciencias Técnicas de Varsovia 1937).

CAPITULO ANEXO III BIS

APLICACION DE LOS PROCEDIMIENTOS MICROGRAFICOS Y MACROGRAFICOS AL ESTUDIO DE LOS ACEROS Y PIEZAS TEMPLADAS

A. — *Micrografía.*

Reactivos. — Se emplean los mismos reactivos que para el estudio de los aceros recocidos (ver pág. 59).

Sin embargo, para el ataque coloreante de la austenita se puede recurrir al ácido pícrico, sea en solución *saturada* en el alcohol etílico, sea operando en caliente.

Del mismo modo, para las cementitas especiales, no coloreables con el picrato de sodio alcalino, o para los tungsturos, se puede utilizar otros reactivos alcalinos, oxidantes, obtenidos adicionando a los álcalis agua oxigenada, permanganato, plumbito de sodio, ferricianuro, etc. [1].

Definición, caracteres y propiedades de los constituyentes de los aceros templados y especiales. — Véase *Précis de Métallographie* de Guillet y Portevin, págs. 154 a 160, edición 1932.

Indicaciones suministradas por el examen micrográfico. — Ante todo, es necesario no olvidar que el aspecto micrográfico depende de dos grupos de factores: los que definen la composición química y los que definen la historia térmica. Así como no se puede obtener el valor de varias incógnitas con una sola ecuación, *tampoco se puede, en general, conocer estos diversos factores con un solo dato, es decir con un solo examen micrográfico.*

---

(1) Ver "*Précis de Métallographie*" de Guillet y Portevin.

En general, para interpretarlo, será necesario conocer ya sea la composición química del acero en cuestión, ya sea el tratamiento térmico sufrido, o aún ambos a la vez. La micrografía no sustituye a las otras fuentes de información y métodos de estudio o ensayo, pero sí las completa con datos nuevos, o da la interpretación de los resultados suministrados por otro lado. Sin embargo en ciertos casos particulares, se puede obtener a partir del examen micrográfico del acero tal como es enviado al laboratorio y de otra muestra recocida en condiciones definidas, indicaciones sobre la composición o el tratamiento del acero.

Por ejemplo, *después de recocido*:

la martensita indica la presencia de uno o varios de los elementos: níquel, manganeso, cromo;

la austenita indica fuertes porcentajes de níquel, de manganeso;

las cementitas especiales (carburos dobles) indican contenidos bastante altos de uno o varios de los elementos: cromo, tungsteno, molibdeno, vanadio.

Pero la micrografía es particularmente útil para suministrar indicaciones sobre los caracteres estructurales, indicando el sobrecalentamiento (aumento de las dimensiones del grano, martensita gruesa, etc.), la quemadura, la heterogeneidad del metal, los defectos físicos, microscópicos, las inclusiones, etc.

B. — *Macrografía*

La gran diferencia de coloración por los reactivos usuales (ácido nítrico, ácido pícrico, etc., en solución acuosa o alcohólica) entre la troostita y la martensita, puede ser aprovechada sobre las piezas *templadas y no revenidas* para evidenciar las desigualdades del temple, sean accidentales, sean voluntarias (temples localizados), sean obligatorias (penetración del temple).

Por el contrario, tal procedimiento de investigación no puede ser aplicado luego del revenido, ya que este tratamiento uniformiza la coloración por los reactivos al mismo tiempo que la dureza.

Esta aplicación de la macrografía se ha utilizado poco hasta el presente; sin embargo nos ha sido útil en ciertos casos particulares que vamos a indicar y que pueden ser fácilmente generalizados.

La gran dificultad en la utilización de la macrografía para las piezas templadas reside en la dureza del metal, que hace muy delicada la preparación de cortes planos a través de la pieza, tanto a causa de la dureza como de la necesidad de evitar todo revenido, debido al calentamiento producido por el trabajo (trabajo en la muela fina o con herramientas de carburo de tungsteno).

Para eliminar esta doble dificultad, utilizaremos la macrografía sobre piezas templadas:

1) por ataque de la superficie misma de la pieza después del pulido industrial o simplemente con un chorro de arena fina;

2) por ataque sobre fracturas.

El primer procedimiento es particularmente apropiado para revelar las irregularidades accidentales del temple. El lector encontrará numerosos ejemplos en nuestro estudio sobre las fisuras de temple en los obuses (1); se puede así trazar la topografía del conjunto de las regiones troostíticas dulces y estudiar la relación entre la irregularidad del temple y la distribución de la dureza por una parte, y el trayecto de las fisuras, por otra. Hemos aplicado igualmente este procedimiento al estudio del temple superficial y a la fisuración de los rieles en servicio (2), temple accidental que no debe confundirse con el tratamiento de temple que se comienza a utilizar actualmente para los rieles.

El ataque sobre fracturas es particularmente apropiado para el estudio de la *penetración del temple.*

La penetración del temple se comprueba en primer lugar por la diferencia de aspecto existente entre la zona periférica, dura, martensítica, de grano fino porcelánico, y la zona central,

---

(1) A. Portevin. Rev. Mét. t. 19, pág. 267, (1922).

(2) Ver, A. Portevin, Rev. Gén. des Chemins de Fer, 46,163,1927.

menos dura, troostítica, con desgarramientos. Este es el procedimiento corrientemente utilizado para calificar las propiedades de temple de los aceros al carbono para herramientas [1]: se examina la fractura de una serie de barras templadas a temperaturas crecientes; Luersen ha propuesto una modificación de la experiencia de Metcalf efectuando esta apreciación sobre un solo ejemplar (ver capítulo anexo IV bis).

Pero la distinción entre estas dos zonas es a menudo poco marcada; se la puede hacer más visible atacando la fractura sea con los reactivos micrográficos (ácido pícrico o mejor, ácido nítrico) que colorean la zona central, sea con los reactivos cúpricos (ver el reactivo Stead - Le Châtelier), sea por oxidación en baños de sales fundidas, utilizadas para el revenido (55 % nitrato de potasio + 45 % nitrato de sodio, fundidos hacia los 300º) que colorean según la serie de tintas de revenido (amarillo, marrón, gorge-de-pigeon, violeta, índigo, azul, gris), presentando la zona periférica un avance de coloración sobre la zona central [2].

Como ya dijimos estos diversos reactivos pueden ser utilizados sobre superficies pulidas de las piezas, o aún más comodamente, después de aplicar el simple chorro de arena, con el fin de revelar las desigualdades del temple.

---

(1) Ver, por ejemplo, A. Portevin. L'examen des cassures intentionnelles ou en service. Rapports du premier Congrès international de Sécurité Aérienne, t. 1, p. 3, déc. 1930.

(2) Luersen ha preconizado recientemente con el mismo objeto el ataque de las fracturas en caliente (a 70º durante 5 minutos) con el ácido clorhídrico 1/1 que colorea la región templada. Pero este procedimiento es, en nuestra opinión, menos práctico y da resultados menos claros que los que hemos indicado.



CAPITULO IV

CURVAS CARACTERISTICAS DEL TEMPLE DE UN ACERO. — MODIFICACIONES COMUNES Y ACCIDENTALES DEL TEMPLE.— EL PROBLEMA PRACTICO DEL TEMPLE

Después de haber examinado en detalle la influencia de la velocidad de enfriamiento V, nos queda por estudiar la influencia de la segunda de las variables principales: la temperatura de calentamiento θ_c.

Este estudio es más fácil de realizar experimentalmente que el precedente, si se trata de aceros que puedan templarse a velocidades moderadas, como las que corresponden al enfriamiento en el aire de los ejemplares de laboratorio; por eso, como ya lo hemos hecho notar, los datos a este respecto han precedido a los relativos a la influencia de la velocidad de enfriamiento. Es suficiente citar los resultados de Osmond y de Grenet relativos a aceros con W, Cr, Ni-Cr, Ni-Cr-Cu.

Mantengamos esta vez, para un mismo acero, V constante, y hagamos crecer la temperatura θ_c; encontraremos la misma serie de fenómenos que pueden ser representados de la misma manera que precedentemente en un gráfico en función de θ_c (ver fig. 35 del capítulo III).

La elevación de la temperatura de calentamiento produce a la vez una disolución más completa y más homogénea de la austenita y un aumento del tamaño de su grano; ambos resultados aumentan el poder de temple.

Si V es suficientemente elevado en el acero considerado, se tendrán tres temperaturas notables o críticas que señalan sucesivamente:

1º la aparición de la martensita o de los estados templados;

2º el máximo de martensita o aparición de estados hipertemplados;

3º el comienzo del hipertemple total o austenita pura.

Dicho de otro modo: estos límites definen el pasaje de los estados recocidos a los estados por lo menos parcialmente templados y de los estados simplemente templados a los estados hipertemplados.

Por otra parte, el estudio de las variables diferentes de V y θ_c, tales como los contenidos en níquel, cromo, etc., y aún en carbono para una dosis suficiente de los elementos precedentes, darían lugar a la misma sucesión de fenómenos susceptibles de una representación análoga tomando como abscisas la variable considerada (ver por ejemplo los resultados de Dejean relativos a la influencia del níquel y de manganeso sobre la posición de los puntos de transformación de los aceros).

La mayoría de los elementos especiales agregados al acero obran así (se debe exceptuar el cobalto), pero para ello es necesario que durante el calentamiento la cementita entre efectivamente en solución sólida en la austenita; es por este motivo que con elementos que dan carburos estables, tales como W, Mo, etc., los fenómenos sólo serán observados si se efectúa el calentamiento de manera que se realice la disolución de los carburos.

I. — *Curvas características del temple*

Si se considera simultáneamente la influencia de las dos variables, θ_c y V en un acero dado, se puede representar su efecto en un solo diagrama tomando V como abscisa y $\theta_c > Ac_1$ como ordenada (fig. 38).

La consideración de los tres puntos críticos que acabamos de mencionar nos lleva al trazado de tres curvas características principales. (1)

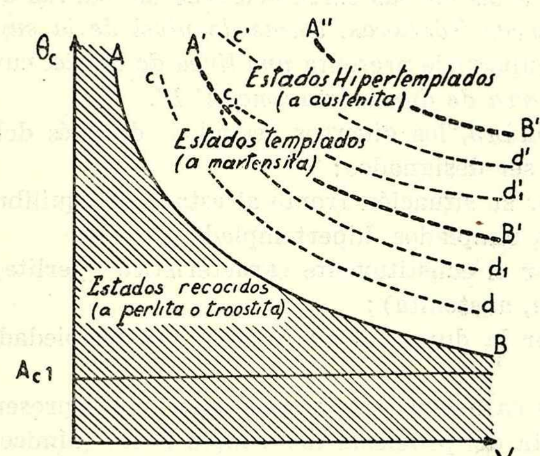
A B, *curva crítica de temple o curva límite de recocidos* que separa el dominio de los estados recocidos del de los estados templados;

(1) A. Portevin et P. Chevenard, Rev. Mét. XVIII, 717, 1921.

A' B', *curva que señala el máximo de temple, de martensita, o de dureza* que separa el dominio de los estados simplemente templados y el de los estados por lo menos parcialmente hipertemplados;

A" B", curva límite del dominio del hipertemple total.

Se podría también designar estos tres dominios con el nombre del constituyente característico y decir: dominio perlítico, martensítico y austenítico, y obtener asi un diagrama micrográfico.



AB Curva crítica de temple o curva límite de los recocidos
A'B' Curva de máximo de temple, de martensita y de dureza
A"B" Curva límite de austenita pura (hipertemple completo)
c d c' d', $d_1 c_1 d'_1$ Curvas de igual dureza en el dominio de los estados templados

Figura 38

Entre estas tres curvas, la más importante y la mejor determinada es la curva crítica de temple, cuya posición en el plano define el *poder de temple o aptitud al temple del acero considerado.* Corresponde en efecto a una real discontinuidad de los fenómenos, marcada a la vez por el traslado de la transformación y la separación neta que se comprueba entre los constituyentes troostita y martensita.

Su emplazamiento varía considerablemente: así para los aceros al carbono solo, las velocidades críticas de temple son del orden de cien grados por segundo; para los aceros con 15-20 % de níquel, los estados recocidos se realizan solamente para los hierros meteóricos cuyas velocidades de enfriamiento se expresan en grados por año. Las curvas críticas correspondientes se apartarán pues, en el plano, a distancias que variarán en la relación de 1 a 10^8.

Para terminar la caracterización de los diversos estados templados en un mismo acero, los definiremos por su dureza Δ y agregaremos a las curvas características las curvas de igual dureza Δ, o *curvas isóscleras, líneas de nivel de la superficie* θ_c, V, Δ. Esta superficie presenta *una línea de cresta*, cuya proyección es la *curva de dureza máxima A' B'*.

En una palabra, los diversos estados después del tratamiento pueden ser designados:

1º sea por su situación frente al estado de equilibrio (estados recocidos, templados, hipertemplados);

2º sea por el constituyente característico (perlita, troostita, martensita, austenita);

3º sea por la dureza Δ que califica las propiedades mecánicas.

Las curvas características suministran una representación gráfica completa del problema del temple físico-químico de un acero determinado; pueden ser modificadas hasta cierto punto en un acero de composición química dada por acción sobre las otras variables, principalmente la *duración del calentamiento antes del temple* y los *tratamientos térmicos preliminares o previos* que han sido expuestos en el segundo capítulo.

Es así que:

a) *los tratamientos de homogeneización* al atenuar las diferencias de concentración de los elementos en solución sólida (debidos a la segregación dendrítica), aumentan la velocidad crítica de temple, reduciendo al mismo tiempo la extensión de la zona de desdoblamiento de las transformaciones (zona de temple incompleto);

b) *los tratamientos de regeneración, de afinación y de regularización de la estructura* (lo mismo que la prolongación de

la duración del calentamiento) al actuar sobre la velocidad de la disolución sólida de los constituyentes durante el calentamiento y, por consiguiente, sobre la persistencia de gérmenes (ferrita, cementita, inclusiones), modifican, a igualdad de temperatura y de duración del calentamiento, la velocidad crítica del temple.

Veremos más adelante como hay que recurrir sea a la variación de la duración del calentamiento sea al empleo de estos tratamientos preparatorios.

Las curvas características ponen en evidencia, de una manera notablemente clara, tres hechos importantes:

1º *la indeterminación del problema del temple físico-químico del punto material* y prácticamente de una pieza muy pequeña. Hay una infinidad de soluciones, de asociaciones de θ_c y V_1, que permiten templar, aún cuando se fije la dureza Δ a obtenerse en el estado templado, puesto que es suficiente que el punto figurativo, de coordenadas θ_c y V_1 se encuentre sobre la curva isósclera correspondiente.

Entre la infinidad de estados templados, los correspondientes a la curva de dureza máxima resultan particularmente interesantes en casi todos los casos:

a) sea que se desee obtener el máximo de dureza luego del tratamiento; caso de los aceros para herramientas;

b) sea que se desee obtener la asociación más conveniente de la dureza Δ y de la resiliencia ρ; caso de los aceros para la construcción mecánica, que se someten a un revenido acentuado después del temple.

En efecto, para un acero dado, *a igualdad de dureza final después del revenido, la resiliencia mejor se obtiene partiendo de los estados completamente templados, correspondientes al máximo de martensita.* [1]

---

(1) Se llega por el contrario a una conclusión inversa si ante todo se quiere obtener la facilidad de trabajo después del tratamiento, porque entonces es conveniente tener, después del temple, dos constituyentes diferentes, martensita y troostita (temple incompleto en el intervalo de desdoblamiento de la transformación) o martensita y ferrita (temple en el intervalo de transformación Ac_1 - Ac_3).

Colocándonos en el caso más frecuente, admitiremos que el temple deberá ser efectuado manteniéndose en la vecindad de la curva de dureza máxima, dentro de la precisión de las operaciones industriales; el problema está indeterminado, puesto que es suficiente que el punto figurativo esté sobre A' B'.

2º *La penetración del temple.* Las piezas a templar no son puntos materiales, de manera que la velocidad de enfriamiento no es la misma en toda la extensión de la masa del metal; varía, para un modo de enfriamiento exterior determinado, de un valor máximo V_1 periférico a un valor mínimo V_2 en el interior de las partes más gruesas (1). La uniformidad de temperatura, que se puede obtener en el origen θ_c, cesa desde que empieza el enfriamiento.

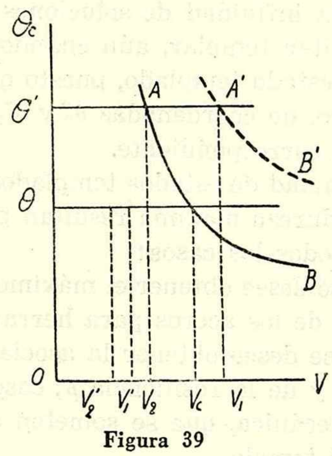


Figura 39

La diferencia $V_1 - V_2$ entre la superficie y el centro depende de diversos factores que serán examinados más adelante al tratar las modificaciones comunes y entre los que se pueden citar, para una misma pieza, el poder refrigerante del medio exterior y la temperatura de temple.

Por ejemplo, una gruesa pieza de acero templada en el

(1) No es prácticamente posible calcular la velocidad en un punto determinado de la masa; aún en el caso de piezas idealmente simples y esquematizando el problema analítico, se llega a cálculos complicados (ver especialmente los estudios de Seizo Saito, de Mercier y Michoulier) inutilizables e inaplicables en la práctica.

agua a la temperatura θ, podrá (fig. 39) resultar templada sólo en la superficie hasta una profundidad en la que la velocidad de enfriamiento es V_c, velocidad crítica de temple de este acero, correspondiente a la temperatura θ.

Si elevamos la temperatura al valor θ', la profundidad del temple es mayor, pero en esta pieza de acero subsistirá una diferencia notable de temple entre la superficie (V_1) y el centro (V_2), en razón de la diferencia $V_1 - V_2$.

Para disminuir esta diferencia $V_1 - V_2$ es necesario hacer más lento el enfriamiento del conjunto recurriendo por ejemplo al temple en el aire; las velocidades en el centro y en la superficie se hacen entonces vecinas, V_1' y V_2', pero muy inferiores a V_1: los estados se encuentran próximos pero si el acero no es templable entran en el dominio de los estados recocidos.

Luego los aceros templables a fondo o con fuerte penetración son aceros de pequeña velocidad crítica de temple, los llamados comúnmente aceros auto-templables; designación imprecisa, porque el auto-temple, es decir el temple en el aire, lo mismo que la penetración del temple, depende de varios factores independientes del acero, especialmente de la temperatura de temple, del espesor y de la forma de las piezas.

3º *Heterogeneidad del temple* (factores que influyen sobre la velocidad de enfriamiento). A la penetración del temple o, dicho de otra manera, a la variación de la dureza con la distancia a la superficie y con el espesor de las piezas se une naturalmente la heterogeneidad accidental del temple ([1]) es decir la desigualdad de dureza en una misma pieza después del temple; accidente que está asimismo estrechamente vinculado con la posición de la velocidad crítica de temple con respecto a las velocidades de enfriamiento adoptadas.

Por supuesto, esta heterogeneidad o desigualdad de temple se extiende a todas las especies que han sufrido el mismo temple; o dicho de otra manera, califica igualmente la irregularidad, la no uniformidad o la inestabilidad de los resultados del tratamiento.

---

(1) Prescindimos por el momento de los temples intencionalmente heterogéneos, es decir, de los temples localizados, de los que decimos unas palabras más adelante.

Si las velocidades de enfriamiento son próximas a las velocidades críticas, la menor variación en las condiciones del enfriamiento al pasar por Ar puede producir diferencias de dureza muchas veces considerables. Para obtener la mejor uniformidad de dureza interesaría pues operar siempre con los enfriamientos más enérgicos para alejarse de las velocidades críticas de temple; pero los aceros ordinarios al carbono puro tienen velocidades críticas muy elevadas, que imponen la necesidad de templar con agua (aceros al carbono para herramientas) y, por otra parte, veremos que para los aceros más templables, es amenudo necesario, para evitar los accidentes del temple, adoptar las velocidades de enfriamiento lo más reducidas posible.

En estos diversos casos conviene pues evitar diferencias en las velocidades de enfriamiento. En el temple en el aire ello tiene menos importancia (los aceros auto-templables son poco sensibles en tal sentido, en razón de su velocidad crítica de temple muy pequeña) y se realiza muy fácilmente (basta con evitar las corrientes de aire y los contactos con los cuerpos metálicos fríos) ; pero, en el temple en los líquidos, agua y aceites, el enfriamiento es afectado por los numerosos factores que definen el medio exterior y el contacto de este medio con la pieza, es decir:

naturaleza y temperatura del baño de temple,

agitación del líquido,

estado de las superficies de las piezas,

factores que obran principalmente por el calor específico, por la temperatura y por el calor latente de vaporización (H. Le Châtelier, Lejeune, Bénédicks). Los desprendimientos de vapor y gas en el contacto entre el metal y el líquido, son una de las causas más importantes que se oponen al enfriamiento. De aquí surge la influencia desfavorable sobre la uniformidad y regularidad del temple, de la desigual y débil velocidad de circulación del líquido, de la presencia de gases disueltos (ejemplo del agua gaseosa saturada de CO^2; el desprendimiento del gas precede al del vapor), de la elevación de la temperatura del líquido (que debe vigilarse en el caso de líquidos viscosos de conductividad y calor específico débiles, como los aceites, con

los cuales se usan dispositivos de circulación y refrigeración), de la terminación del trabajo y de la oxidación de las superficies de la pieza ([1]); inversamente, la influencia favorable de la agitación de la pieza, de la velocidad de circulación del líquido en la superficie de las piezas (mediante el aumento de la presión de alimentación o por reducción de las secciones de pasaje), de la disolución en el agua de ciertas sales que elevan la temperatura de ebullición, disminuyen la solubilidad de los gases y permiten, sin inconveniente, la elevación de la temperatura del baño (particularmente el empleo de soluciones de 15 % de Na Cl o de 10 % de soda).

La intensidad de la acción de cada uno de estos factores externos sobre la velocidad de enfriamiento no es la misma en la superficie que en el centro de las piezas; además, la influencia de esos distintos factores dependerá completamente del poder de temple del acero; de ahí las opiniones contradictorias emitidas al respecto: sin acción para algunos, muy importantes para otros. Lo que debe considerarse es, en definitiva, la relación existente entre el *poder de temple* del acero y el *poder refrigerante* del medio.

Es preciso no olvidar, en efecto, que la velocidad crítica de temple depende no sólo de la composición química elemental y del estado estructural del acero, sino también, como lo hemos visto, de las inclusiones y otros factores, mal definidos en el momento actual, funciones de las condiciones de fabricación.

Es así como dos aceros al carbono, de herramientas, que en el análisis químico corriente dan resultados prácticamente idénticos, pueden poseer penetraciones de temple muy diferentes (variando por ejemplo de 1 a 5 mm. sobre barras redondas

---

(1) La influencia de la oxidación de las superficies depende del espesor, de la rugosidad y de la adherencia de la capa de óxido formada: esta capa obra como agente calorífico a la vez que modifica los desprendimientos gaseosos superficiales; la adherencia es función de la naturaleza del metal y de la preparación de las superficies metálicas; además ciertos baños, como la solución de soda, favorecen el desprendimiento y la proyección de las capas oxidadas.

de 20 mm. de diámetro, templadas a 800° en el agua). En este caso se ha observado que los aceros con penetración de temple anormalmente débil dan, luego de la cementación y enfriamiento lento, una cementita y una perlita muy coalescentes, mientras que los de gran penetración de temple dan, en tal ensayo, cementita en red y perlita laminar. Estos aceros "anormales" presentan más fácilmente puntos dulces en el temple, pero menos hendiduras en la rectificación, menos deformaciones en el temple y menos riesgos de fisuras (ver más adelante) que los aceros "normales".

Es evidente, de acuerdo con lo que precede, que existe un cierto paralelismo entre la aptitud a la coalescencia y las velocidades críticas de temple, en el sentido de que los factores y elementos que facilitan la coalescencia, esto es la obtención del equilibrio, se oponen a la producción de los estados fuera de equilibrio, es decir de estados templados; en otros términos, todo lo que aumenta las resistencias pasivas se opone a la coalescencia y facilita el temple, e inversamente. Los aceros anormales deben presentar entonces una histéresis térmica más débil que los otros y más débil penetración del temple, lo que la experiencia comprueba. Pero sería exagerado ver en la "anormalidad" y en los ensayos de cementación un reactivo decisivo del estado de oxidación del acero. Si bien la presencia de inclusiones, en particular de óxidos [1], disminuye la velocidad crítica de temple provocando la iniciación de la precipitación (A. Portevin y M. Garvin) y si bien, por otra parte, aceros intencionalmente oxidados presentan el aspecto "anormal" luego de la cementación, sería abusivo, de acuerdo con lo que acabamos de expresar, que se considere el estado de oxidación como la única causa de la anormalidad; se han hallado aceros unos normales y otros anormales, con el mismo contenido total de oxígeno y de composición análoga; desde luego la anormalidad debe desaparecer con la adición de elementos templantes como el manganeso e inversamente aparecer con la adición de

(1) **De manera que la forma de desoxidación y la naturaleza del desoxidante pueden obrar; es así como la introducción de aluminio o de hierro-vanadio en las lingoteras tiende a producir aceros "anormales".**

elementos que disminuyen la histéresis térmica, como el cobalto, o que aumentan la finura de los granos como el aluminio, lo que la experiencia confirma.

Por otra parte hemos señalado, hace tiempo, que existen aceros níquel-cromo, químicamente idénticos, pero con estructuras y poder de temple muy diferentes; hemos relacionado este hecho con el fenómeno de disociación en el baño metálico fundido.

Se ve así conjuntamente toda la importancia del poder de temple y la necesidad de una determinación directa que puede ser hecha (ver más adelante el capítulo anexo IV bis)

a) sea por el estudio dilatométrico en el laboratorio,

b) sea por el estudio de la dureza de las muestras templadas a temperaturas crecientes en baños definidos,

c) sea por el estudio de la penetración del temple a distintas temperaturas elegidas. Es así como, para aceros de herramientas, se opera con temples a temperaturas escalonadas cada 25º - 30º entre 725º y 900º y se observa sobre la fractura a la vez la penetración del temple (poder de temple) y la magnitud de los granos (aptitud al sobrecalentamiento); la clasificación así obtenida está en relación con la aptitud a las fisuras (ver más adelante el capítulo IV bis).

Las *modificaciones físico-químicas* del temple, de las que dependen la constitución y la dureza después del enfriamiento, conducen, como ya hemos visto, a una infinidad de soluciones del *problema teórico del temple del punto material.*

En el temple de una pieza se agregan, como lo acabamos de expresar, la consideración de la homogeneidad del temple y la de las diferencias de dureza normales y accidentales. Las diferencias de dureza de las piezas templadas resultan muy atenuadas con el revenido que tiende a realizar en los distintos puntos la misma dureza límite, función del acero y de las condiciones (temperatura, principalmente) de la operación y casi independiente del estado después del temple. Sin embargo, pese a esta homogeneización, la consideración de la penetración del temple, junto con la consideración de orden práctico, *de limitar el número de baños de temple* (lo más amenudo tres: agua, aceite, aire) circunscribe, en ciertos casos, el dominio de las solu-

ciones aceptables, influyendo sobre la elección del acero de acuerdo con su poder de temple. Pero estas soluciones aceptables están *en la práctica limitadas* por la intervención de otras dos categorías de modificaciones, *modificaciones estructurales* y *modificaciones comunes,* que vamos a examinar ahora.

Antes de terminar este capítulo de las curvas características, hacemos notar que se puede extender su empleo a la representación de la influencia de otras variables que actúan sobre el temple, tomándolas de a dos. Si en lugar de considerar a θ_c y V como variables, a igualdad de los otros factores, especialmente la composición química, hubiéramos tomado como tales el contenido de carbono y el contenido de un elemento especial (Ni, Mn, Cr) a igualdad de los factores restantes ,tendríamos la limitación de los *dominios micrográficos para un tratamiento térmico dado,* recocido, por ejemplo. Se obtienen así los diagramas micrográficos de aceros especiales (Guillet, Dejean, Oberhoffer, Deaves y Rapatz, Tutom Kasé, etc.).

En fin, dado que los fenómenos de temple, tal como los hemos expuesto, son sólo perturbaciones y modalidades en la transformación Ar_1, o sea en la formación de la perlita, es por completo evidente que todo lo que precede es válido y aplicable a las aleaciones que poseen la transformación A_1 o que tengan perlita en estado recocido, es decir, no solamente a los aceros comunes y especiales, sino también a las *fundiciones* (blancas o grises, ordinarias o especiales), las cuales por otra parte pueden, en primera aproximación, ser consideradas como aceros que contienen además grafito o un exceso de cementita.

II — *Modificaciones estructurales*

Solamente consideraremos aquí la modificación estructural determinada por el sobrecalentamiento γ, es decir, el aumento de volumen del grano de solución sólida γ producido a alta temperatura y del que depende hereditariamente la estructura final tanto en los estados recocidos como en los estados

templados (1), puesto que la transformación Ar'' o sol. $\gamma \longrightarrow$ sol. α es directa, sin multiplicación de granos.

La estructura final será gruesa o fina, según que los granos de la solución γ sean grandes o pequeños. Esta influencia de la estructura al fin del calentamiento (2) continúa, naturalmente, durante el revenido, dado que se trata siempre de transformaciones en medio sólido y cristalizado.

Para un mismo estado físico-químico la fragilidad es tanto menor cuanto más fina es la estructura: es pues necesario evitar el aumento del grano γ, o sea el *sobrecalentamiento* del acero. Este sobrecalentamiento que en todos los casos hace más frágil al acero, tiende además a aumentar la aptitud a las fisuras (ver más adelante).

Tales consideraciones imponen a la temperatura de calentamiento θ_c *un valor máximo independiente de V, función del metal y de la duración del calentamiento.*

Así ciertos elementos, tales como el aluminio, boro, vanadio, titano, tugsteno, molibdeno (3), se oponen al aumento del grano γ y permiten por lo tanto ,si es necesario, elevar θ_c (4). El manganeso, el silicio y el carbono parecen actuar en sentido inverso.

---

(1) Lo mismo que la velocidad crítica del temple, la aptitud al recalentamiento no sólo depende de los elementos *dosificados* comúnmente por el análisis químico, sino que también puede estar influída por factores aún no medidos o revelados y dependientes de las condiciones de fabricación del acero.

(2) Como se ha dicho en otra parte, esta estructura influye igualmente en las transformaciones durante el enfriamiento y, por lo tanto, sobre el estado físico-químico final.

(3) Es necesario igualmente recordar que el níquel favorece la regeneración térmica. Los elementos más activos en pequeñas dósis para disminuir el volumen del grano γ parecen ser el aluminio y el vanadio, pero no debe olvidarse, sin embargo, que el aluminio perjudica en todo sentido al acero; desde este punto de vista el vanadio sería el más favorable.

(4) No tenemos que considerar aquí el sobrecalentamiento α, es decir el aumento del grano de ferrita por debajo de A_{c_1}, puesto que encaramos solamente los aceros carburados, que para el temple se calientan hasta una temperatura $\theta_c > A_{c_1}$.

Esta limitación de θ_c puede hacer imposible la condición de alcanzar el máximo de dureza Δ, para obtener finalmente el máximo de resiliencia ρ. Es lo que pasa con los aceros extra dulces ($C < 0,15$ aproximadamente) : Sauvageot ha demostrado que para darles el máximo de dureza y una estructura que en el microscopio aparezca totalmente martensítica, es necesario templarlos en el agua entre 1100 - 1200º: esto implica el sobrecalentamiento de manera que la resiliencia, después del revenido, no es mejor que la obtenida cuando se ha efectuado un temple incompleto (dejando ferrita y troostita) a 900º.

III — *Modificaciones comunes*

Las llamamos comunes porque se manifiestan, en grados distintos, en todos los aceros, en todas las aleaciones, en todos los cuerpos sólidos.

Agrupamos en esta categoría:

a) modificaciones geométricas externas (forma y dimensiones), es decir las deformaciones de temple;

b) modificaciones mecánicas internas: tensiones elásticas internas y roturas o fisuras.

Estas modificaciones son el origen de los *accidentes de temple,* causa principal, por no decir fuente única, de las dificultades del temple que se observan en la práctica.

Es relativamente fácil obtener siempre el endurecimiento deseado mediante el temple y, más generalmente, la modificación requerida de las propiedades mecánicas de un acero determinado, siempre que sea de la composición química y de la calidad necesarias.

Es a menudo mucho más difícil evitar los accidentes de temple, pues *cada pieza constituye un problema particular a resolver.* Las exigencias varían por otra parte según la pieza: deformaciones sin importancia para una son fundamentales para otra (una deformación sin inconvenientes para un resorte de vehículo es inaceptable para un engranaje o un imán de magneto).

Se puede decir que *la casi totalidad de los rechazos de piezas templadas,* en un taller de construcciones mecánicas, pro-

viene de las deformaciones, fisuras y tensiones internas.

Ahora bien, estas modificaciones comunes no son generalmente señaladas o lo son sólo de una manera sumaria o no sistemática en la mayoría de las obras, tratados, cursos o artículos sobre el temple. Y sin embargo su consideración es indispensable para ligar los estudios científicos de laboratorio con el problema práctico del temple.

Origen de las modificaciones comunes

Las modificaciones comunes se deben esencialmente a la anisotermia de la masa, es decir a las diferencias de temperatura instantáneas entre los distintos puntos de la pieza, que se producen necesariamente durante las variaciones térmicas. Sin entrar en el análisis detallado del fenómeno, es suficiente considerar lo que puede resultar cualitativamente de tal diferencia de temperatura en el seno de un sólido. Una diferencia de temperatura $\theta - \theta'$ entre dos regiones de un mismo cuerpo, produce una desigual variación de volumen que depende de la dilatabilidad de la sustancia: la cohesión impide que el fenómeno de dilatación alcance todo su efecto y en consecuencia habrá deformación mutua de las dos regiones con temperaturas θ y θ' y creación de esfuerzos internos. Para fijar las ideas con una imagen simple, aunque imperfecta, basta considerar en lo que sigue, dos barras de un mismo acero, de la misma longitud en el ambiente y llevadas respectivamente a dos temperaturas diferentes θ y θ' pero mantenidas solidarias entre sí, de manera de presentar una longitud común. Debemos tratar tres casos esquemáticos:

1) las deformaciones son elásticas, reversibles e instantáneas; son por consiguiente transitorias, y desaparecen cuando se anula la diferencia de temperaturas $\theta - \theta'$ para un valor común cualquiera θ_1, en particular por volver el cuerpo a la temperatura ordinaria: en cuanto el estado isotérmico se ha restablecido en la masa, no subsisten ni deformaciones ni tensiones internas residuales;

2) hay deformaciones elásticas por una parte y permanentes no viscosas por otra: al retornar el cuerpo al estado

isotérmico, subsiste siempre una deformación permanente desigual, que da lugar a un "écrouissage" y a tensiones internas en el cuerpo al volver a la temperatura ordinaria. La deformación puede aún exceder, en un momento dado, la capacidad total de deformación (caso de los materiales frágiles) : hay rotura por fisuración o fisura;

3) las deformaciones son permanentes pero exclusivamente viscosas; las tensiones internas creadas por la diferencia de temperatura tienden a desaparecer con el mantenimiento de esta diferencia de temperatura (relajación) ; si la uniformidad de la temperatura se restablece para un valor θ_1, todo pasa como si se hubiera deformado mecánicamente a esa temperatura un cuerpo viscoso: queda una deformación, pero las tensiones internas pueden desaparecer. Sólo subsiste entonces, al volver a la temperatura ordinaria, una modificación geométrica sin tensiones internas.

En realidad los tres casos se superponen: pero si se observa que en los metales la capacidad de deformación elástica disminuye rápidamente cuando la temperatura crece y que la deformación tiende a hacerse exclusivamente viscosa a temperaturas elevadas, se puede deducir que en conjunto las diferencias de temperatura en la masa engendran principalmente deformaciones geométricas, cuando tienen lugar a temperaturas elevadas (es decir durante el primer período del enfriamiento), en tanto engendran tensiones internas y fisuras cuando se producen a bajas temperaturas (es decir en el último período de enfriamiento).

La separación entre estos dos períodos puede estar situada, para aceros *comunes*, a los 500 - 600º; a temperaturas superiores se manifiestan deformaciones viscosas.

Factores que intervienen en la génesis de estos fenómenos

En todos los casos, se ve que estos tres fenómenos dependen de los factores siguientes:

dilatabilidad (comprendidas las variaciones de volumen que acompañan las transformaciones y que son a veces consi-

derables, como en el caso de la formación de la martensita),
capacidades de deformación elástica y de deformación total,
diferencias θ- θ'.

Estas diferencias dependen de:

la conductividad calorífica (o mejor la difusividad térmica),

la energía del enfriamiento exterior,

la forma y las dimensiones de la pieza.

Así pues, desde el punto de vista de las propiedades específicas de la materia, es decir a igualdad de piezas y de enfriamiento exterior, la probabilidad de fisuras crece con la dilatabilidad y con la disminución de la difusividad térmica y de la capacidad de deformación. Este último factor es preponderante: no hay que temer fisuras en el temple de aleaciones que poseen y conservan un alargamiento de ruptura notable después de esta operación, tales como las aleaciones livianas de aluminio o los aceros austeníticos (ejemplo: temple del acero con 12 % de manganeso).

Por el contrario las fisuras se producen fácilmente en los materiales específicamente frágiles, como el vidrio, o en los que se vuelven frágiles, como los aceros carburados llevados al estado martensítico por temple (1). Esta tendencia a las fisuras aumenta en el vidrio por su escasa conductividad calorífica (2) y en los aceros por la importante expansión que acompaña a la formación de la martensita a baja temperatura (puntos Ar" y Ar''') durante el enfriamiento de temple; aumenta todavía con el sobrecalentamiento que introduce la fragilidad estructural.

La temperatura y el momento de la transformación dependen, como lo hemos dicho, de la velocidad de enfriamiento y de

---

(1) De aquí la influencia que en los aceros tiene la penetración del temple sobre las fisuras; manteniendo constantes todos los demás factores, el temple a fondo aumenta la frecuencia de las fisuras; es así como, para un mismo acero, las piezas chicas presentan fisuras más a menudo que las grandes.

(2) Esta aptitud a las fisuras puede ser anulada si la dilatabilidad se hace prácticamente nula como en el caso del vidrio de sílice.

la velocidad crítica de temple del acero en el punto considerado de su masa. Ahora bien:

1) la velocidad de enfriamiento varía de un punto a otro de la pieza (heterogeneidad térmica),

2) la velocidad crítica de temple puede hallarse considerablemente influída por los elementos en solución sólida y, en consecuencia, por la heterogeneidad química resultante de la segregación menor o dendrítica; esta última, cuando es pronunciada, produce fisuras generalizadas y microfisuras.

Resulta pues que los tratamientos térmicos preliminares de homogeneización y la prolongación del tiempo de calentamiento, al atenuar la heterogeneidad química, ejercen un excelente efecto con respecto a las fisuras en general [1].

Leyes de las modificaciones comunes

El estudio de las modificaciones comunes, que son funciones de la pieza (forma y dimensiones), resulta mucho más complicado que el estudio de las modificaciones físico-químicas y estructurales y no permite establecer, como este último, reglas y representaciones generales.

Mientras las modificaciones físico químicas y estructurales son función en cada punto del ciclo térmico descrito independientemente de los otros puntos, las modificaciones comunes dependen de las diferencias existentes entre los ciclos térmicos descritos por todos los puntos de la pieza; las variaciones isotérmicas del conjunto no producirían ninguna modificación común. Se agrega pues un factor variable hasta el infinito en su definición: la forma de la pieza, que trae como consecuencia la imposibilidad de formular reglas y leyes generales.

Sin embargo, limitándose a la forma cilíndrica, se ha podido emprender un estudio sistemático al caracterizar:

1) las *deformaciones*, mediante medidas precisas: es así

(1) Dejamos de lado las fisuras producidas durante el calentamiento, que dependen de la ley de dicho calentamiento y son de temer sobre todo en los aceros malos conductores del calor (aceros de corte rápido, calentamiento en dos tiempos).

como las experiencias hechas con A. Sourdillon [1] han demostrado claramente la influencia de la temperatura, de las transformaciones y de la forma (relación de la longitud al diámetro de los cilindros templados) sobre las deformaciones de temple.

En el caso más general, la curva deformación-temperatura tiene tres ramas (fig. 40), común, martensítica y austenítica,

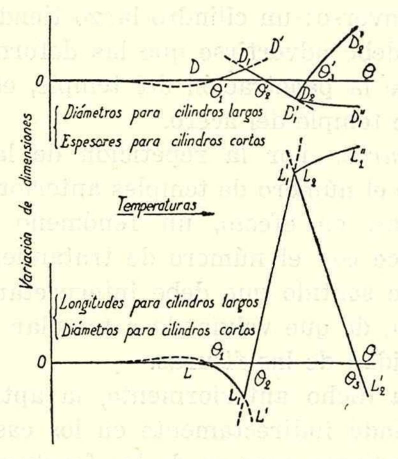


Figura 40

y el andamiento se invierte para una misma dimensión, longitud o diámetro, según que se trate de un cilindro largo (barra) o corto (disco).

Se pueden observar en consecuencia una o dos temperaturas para las que la longitud o el diámetro es invariable, pero estas temperaturas son diferentes porque la invariancia simultánea de las dimensiones supondría la de la densidad, lo que no ocurre. El estudio de las variaciones de densidad no puede, de ninguna manera, sustituir al de las variaciones de dimensiones.

Es posible pues tener en cuenta las deformaciones, para compensarlas previamente (ejemplo del galibado de los blindajes), o utilizarlas (ejemplo de las hileras gastadas), o atenuar-

(1) **A. Portevin y A. Sourdillon, *Rev. Mét.* XXIV, 215, 1927 y Congrès International de Métallurgie de Liège, Junio 1930.**

las por enderezamiento [1] o montajes apropiados.

Las deformaciones son aditivas, la repetición de un mismo tratamiento sólo hace pues aumentar la deformación inicial lo que permite hacerlas fácilmente medibles y aún visibles a simple vista. En el caso de modificaciones puramente comunes, es decir, sin superposición de modificaciones físico-químicas, existe una evolución hacia la forma esférica. En el temple martensítico ocurre lo inverso: un cilindro largo tiende hacia una forma de diábolo; debe advertirse que las deformaciones en este caso dependen de la penetración del temple, esto es, de la velocidad crítica de temple del acero.

2) las *fisuras*, por la repetición de la operación de temple, contando el número de temples anteriores a las mismas.

La fisura es, en efecto, un fenómeno estadístico cuya probabilidad crece con el número de tratamientos. Es principalmente en este sentido que debe interpretarse la opinión, a menudo expuesta, de que volviendo a templar las piezas se aumenta la posibilidad de las fisuras.

Como se ha dicho anteriormente, la aptitud a la fisura puede ser apreciada indirectamente en los casos de aceros de herramientas mediante examen de las fracturas luego de temples a temperaturas escalonadas.

3) las *tensiones internas*, por la medida exacta de los cambios de longitud y diámetro que se producen en un ejemplar cilíndrico al sacar con la herramienta capas de metal concéntricas [2].

---

(1) Es necesario entoces que el acero no sea muy frágil ni tenga un límite elástico demasiado alto, de donde la posibilidad de aprovechar un hipertemple transitorio seguido de un revenido espontáneo a la temperatura ambiente (temple en baños de fusión metálicos o salinos).

(2) Su utilización hace tiempo encarada (vidrios templados La Bastie en 1873) ha tenido aplicación en los vidrios de seguridad para automóviles: en ellos, en razón de los esfuerzos internos que resultan del temple, se ha quintuplicado la carga de ruptura a la flexión para espesores medios; se ha aumentado la resistencia a los cambios bruscos de temperatura y al mismo tiempo

(Sigue en la página siguiente)

Se puede así comprobar la importancia de los factores θ_c y V sobre las deformaciones comunes, que crecen con el aumento de estos dos factores: las deformaciones resultan principalmente influídas por el crecimiento de θ_c; las fisuras y las tensiones internas, por V en el último período de enfriamiento.

Hay pues interdependencia mutua entre estos dos factores y, en consecuencia, limitación respectiva.

Para citar un ejemplo: A. Sourdillon ha comprobado con cilindros de acero duro (1 % C, 0,3 % Mn) de 23 mm. de diámetro y 25 mm. de altura, que las fisuras aparecen regularmente cuando θ_c excede de:

785º para temples en agua a 17º;
790º para temples en agua a 20º;
795º para temples en agua a 27º;

en este caso la temperatura del agua regula y define V; es necesario elevar la tempratura del agua, por consiguinte disminuir V, cuando se aumenta θ_c.

Por otra parte, al templar en el agua los aceros para herramientas, parece existir una dimensión crítica para cada poder templante, debajo de la cual las piezas templadas a fondo resultan invariablemente con fisuras.

Como el operador no puede modificar ni la forma de las piezas (fijada por la oficina de estudios), ni las propiedades de la materia (fijadas por la elección del acero), está obligado, con el objeto de reducir la importancia de las modificaciones comunes, a *adoptar para* θ_c y V *los valores prácticos mínimos compatibles con los requeridos para obtener la dureza* Δ *deseada.*

---

la ruptura se hace por fragmentación en pequeños pedazos numerosos no cortantes.

El estudio de las tensiones internas resulta extraordinariamente facilitado por la transparencia que permite realizar muy fácilmente el examen y el contralor con la luz polarizada; es lo que pasa con los vidrios; por otra parte las propiedades generales que resultan de la presencia de esfuerzos internos han sido igualmente conocidas desde hace tiempo para los vidrios; basta recordar las lágrimas batávicas que evidencian tan claramente la gran resistencia mecánica global e, inversamente, la influencia explosiva de la ruptura de equilibrio por mínimas acciones mecánicas o químicas.

Resumen y esquema gráfico del problema práctico del temple

Todas las modificaciones debidas al temple, como todos los fenómenos que acompañan esta operación, dependen de numerosas variables, de las que las dos principales, temperatura de temple y velocidad de enfriamiento, se hallan casi enteramente a nuestro arbitrio; otras, como la naturaleza y el estado inicial del acero, son modificables hasta cierto punto; otras finalmente resultan impuestas a quien efectúa el temple, como la forma y las dimensiones de la pieza.

Para recapitular claramente todas las condiciones impuestas por el problema práctico del temple y permitir la intervención simultánea de las consideraciones impuestas por las leyes científicas y por la realización práctica y económica, hemos procurado representarlas gráficamente por un esquema en función de las dos variables θ_c y V (fig. 41); cada condición o consideración circunscribirá el campo de las soluciones posibles o aceptables.

1) La obtención de un estado de temple impone que el punto figurativo de coordenadas θ_c y V, *se encuentre por encima de AB, curva crítica de temple, función del acero y del estado inicial*

2) La obtención, después del temple, del máximo de martensita que corresponde, en la inmensa mayoría de los casos, a las mejores propiedades mecánicas finales, obliga a elegir el punto figurativo *próximo a A'B', curva del máximo del temple, función del acero y del estado inicial.*

3) La consideración, en ciertos casos, de la penetración del temple y, en todos los casos, la de los baños de temple prácticos que existen en el taller, coloca la solución práctica en un cierto número de *bandas verticales e, h, a,* — relativas a los temples en el agua, en el aceite y en el aire respectivamente— *cuyo ancho y ubicación dependen de la pieza y de la naturaleza, agitación y temperatura de los baños de temple.* La posición de estas bandas puede modificarse bastante; por otra parte, las consecuencias de la penetración del temple resultan atenuadas por el efecto del revenido.

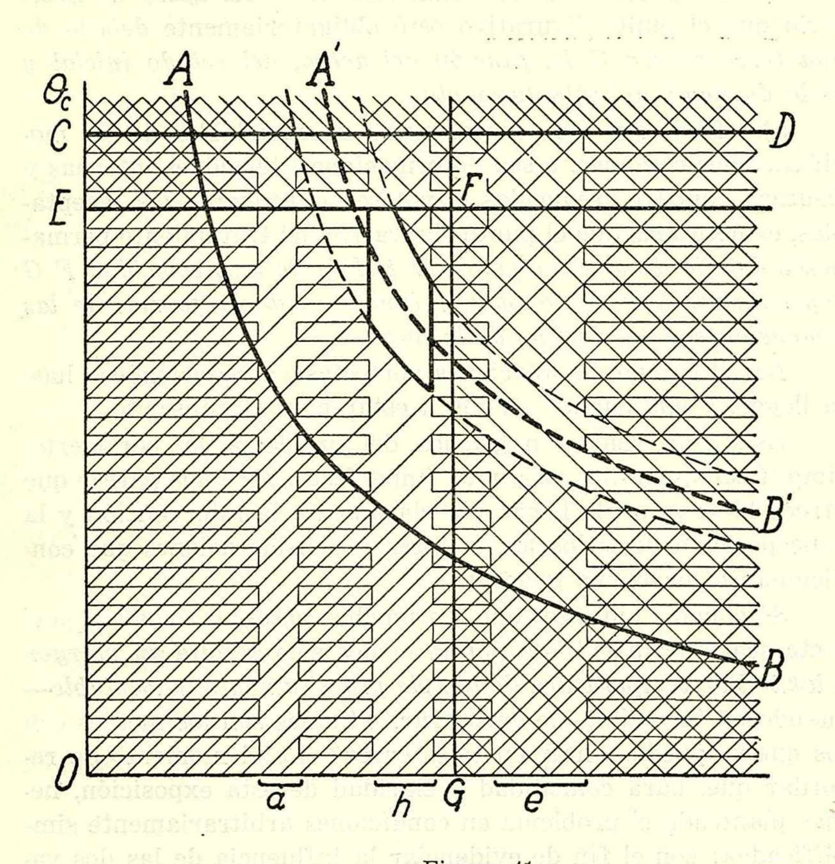


Figura 41

1.— Zonas excluídas por corresponder a estados no templados o imperfectamente templados (condiciones mecánicas finales requeridas por el metal).

2.— Zonas excluídas para evitar el sobrecalentamiento (condición de no fragilidad del metal).

3.— Zonas excluídas en razón de las probabilidades de accidentes de temple: fisuras, deformaciones y tensiones internas exageradas (condiciones de utilización mecánica de las piezas).

4.— Zonas fuera de las condiciones de enfriamiento (baños de temple) disponibles en el taller (condiciones prácticas y económicas de tratamiento).

4) Para evitar el sobrecalentamiento del acero es necesario que el punto figurativo esté obligatoriamente *debajo de una temperatura C D, función del acero, del estado inicial y de la duración del calentamiento.*

5) Para que las consecuencias desagradables de las modificaciones comunes, o sea deformaciones, tensiones internas y fisuras, queden reducidas a valores o proporciones aceptables, es necesario que el punto figurativo del tratamiento permanezca *debajo de una temperatura E F y de una velocidad F G dependientes una de la otra y funciones de la forma, de las dimensiones y del destino de la pieza.*

Así el campo de soluciones perfectas va reduciéndose hasta llegar, y ello cuando existe, a estar muy circunscrito.

Esta representación gráfica del problema es, por cierto, simplificada, cualitativa y muy imperfecta, pero nos parece que ofrece la ventaja de hacer ver claramente la intervención y la superposición de todos los factores y consideraciones que condicionan el problema general.

Se concibe entonces que, en muchos casos, la solución perfecta sea muy difícil —o por lo menos sólo admite *un margen o latitud de temperatura de temple prácticamente inaceptable*— cuando no imposible, de encontrar. ¿Cuáles son los medios con los que se puede contar en tales casos? Es el momento de recordar que, para comodidad y claridad de esta exposición, hemos planteado el problema en condiciones arbitrariamente simplificadas: con el fin de evidenciar la influencia de las dos variables principales θ_c y V hemos prescindido, admitiendo provisoriamente su constancia, del estado inicial y de la duración del calentamiento, y hemos supuesto una ley de enfriamiento simple y susceptible de ser caracterizada por un solo parámetro V. Tenemos pues la posibilidad de modificar los fenómenos y resultados obrando sobre estas variables así apartadas, sea actuando sobre la duración del calentamiento, sea modificando los tratamientos preliminares, o la ley de enfriamiento. De aquí los medios:

1) *Tratamientos preliminares,* gracias a los cuales se puede:

a) afinar la estructura, facilitando de este modo la disolución sólida durante el calentamiento ulterior y permitiendo disminuir la temperatura de temple;

b) homogeneizar la concentración de los elementos en solución sólida y disminuir la propensión a las fisuras y microfisuras;

c) modificar el poder templante; en particular, como hemos dicho, las velocidades críticas de temple son función de la finura de la estructura y de la concentración en la solución sólida de todos los elementos presentes y, por lo tanto, de la homogeneidad de esta solución y de la duración del calentamiento si la disolución no es completa y uniforme.

2) *Eliminación lo mejor posible de los defectos físicos,* puntos de cebado de las fisuras (1).

3) *Acción sobre la ley de enfriamiento* retardando la energía de enfriamiento del medio exterior durante un período de enfriamiento juiciosamente elegido, para atenuar las diferencias térmicas, origen de las modificaciones comunes.

En particular no se debe olvidar que, una vez atravesada la zona de temperaturas en que se opera la transformación Ar, la modalidad de la transformación y, por lo tanto, el estado final quedan fijados (fig. 42):

a) si tuvo lugar la transformación Ar' (estados recocidos), es después indiferente, desde el punto de vista de la estructura, que se enfríe lenta o rápidamente y se puede, por razones de economía de tiempo y de desocupación de los hornos, sacar la pieza al aire o aún sumergirla;

b) si tuvo lugar la transformación Ar" (temple), se ha logrado el efecto correspondiente al enfriamiento rápido y se puede luego enfriar lentamente, reduciendo las probabilidades de las fisuras y de las tensiones internas; de aquí los temples con emersión, los temples con volumen y baño limitados y

---

(1) En el caso de las fundiciones grises, las pajillas de grafito actúan como entalladuras internas, y aumentan por lo tanto la aptitud a las fisuras; interesa desde este punto de vista disminuir el poder refrigerante del medio templando en el aire y aumentar el poder templante por adición de los elementos que disminuyen el valor crítico del temple (Mn, Ni, Cr, etc.)

aún el transporte de piezas a los hornos de revenido antes del enfriamiento completo;

c) en fin, aún sin llegar hasta Ar'', es suficiente alcanzar la zona de temperatura en la que el acero no puede transformarse (zona de estabilidad de la austenita), disminuir entonces

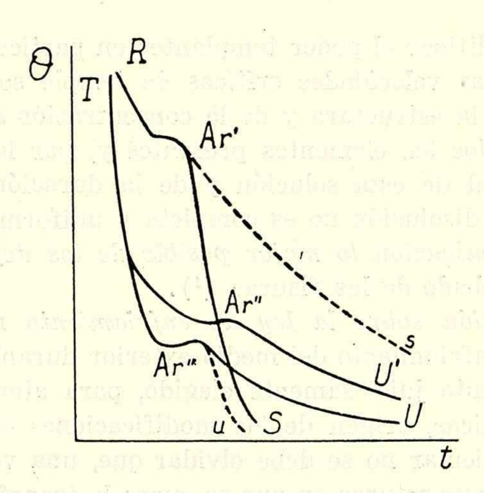


Figura 42

Esquemas de las modificaciones de la ley de enfriamiento:

R; **recocido terminado por enfriamiento rápido *RS* de pués de Ar'.**

Tu **temple en el agua terminado por enfriamiento lento (emersión) sea después de Ar'' (curva *TU*) sea antes de Ar'' (curva *TU'*).**

la velocidad de enfriamiento y franquear asi Ar''; es el caso del temple en el plomo seguido de enfriamiento en el aire.

En definitiva, no solamente jamás existen contradicciones entre las condiciones de una buena práctica y los conocimientos científicos bien establecidos, sino que son estos últimos los que limitan las condiciones de una práctica correcta que conduce a resultados óptimos.

Agregaremos que constataciones experimentales por mucho tiempo inexplicadas, se aclaran a medida que los estudios científicos continúan y que las determinaciones se hacen más precisas.

Temples localizados

En lo que antecede hemos considerado solamente el caso más frecuente de temple, esto es, logrado por enfriamiento de la pieza entera en un medio determinado, después de su calentamiento a una temperatura θ_c uniforme. En ciertos casos es necesario efectuar el temple sobre una sola parte de la pieza, sea porque sólo esta porción debe ser templada, sea para facilitar el trabajo en las otras regiones no templadas, sea para reducir las deformaciones o facilitar el reajuste luego del tratamiento, sea para evitar el calentamiento de piezas voluminosas o complicadas, sea para conseguir una operación rápida y económica, etc.

De una manera general, un endurecimiento local puede ser realizado:

1º) por calentamiento localizado y enfriamiento de conjunto;

2º) por enfriamiento localizado;

3º) por temple de conjunto seguido por un revenido o un recocido localizado de las partes que no deben permanecer duras.

En la realización del calentamiento localizado, es necesario que sólo la parte a templar alcance la temperatura requerida para el temple, de modo que intervienen nuevos factores: la velocidad de calentamiento, las secciones de la pieza que participan en la conductibilidad térmica, la difusividad térmica del metal, la relación entre las zonas calentadas y las no calentadas y, eventualmente, el enfriamiento de estas últimas zonas durante el calentamiento.

La velocidad de calentamiento depende a su vez del medio en que se calienta y de su temperatura; es preciso, para obtener la localización prevista de la temperatura, recurrir a baños fundidos (metales o sales) o elevar la temperatura de la fuente caliente (soplete, arco).

La velocidad del enfriamiento depende no sólo de las condiciones exteriores, sino de otros factores o variables, en razón del enfriamiento por la conductibilidad térmica que puede a veces predominar; esto depende principalmente de la diferencia

entre las temperaturas de las zonas calentadas y frías y de la relación de los volúmenes de estas dos zonas; se vuelve a encontrar la intervención de los factores de localización del calentamiento, que acabamos de indicar. Las secciones de pasaje de calor tienen una gran importancia: el enfriamiento es muy diferente según que la región caliente sea un extremo de barra, una porción de una placa o una pequeña región de una gran masa metálica (flujo de calor en una, dos o tres direcciones principales).

También se puede obtener, por simple acción de conductibilidad, efectos de temple voluntarios o accidentales, sin acelerar el enfriamiento exterior. Así es como se producen los efectos de temple durante las soldaduras con soplete y sobre todo con arco: las entalladuras o fusiones superficiales obtenidas por estos medios resultan auto-templadas, lo que ha sido utilizado para obtener la ruptura por flexión de barras de acero que deben ser fraccionadas; también el calentamiento superficial de los rieles cuando se frenan las ruedas determina efectos de temple superficial que son origen de fisuraciones. Se ha utilizado dicho efecto para el endurecimiento superficial por temple de las superficies con el soplete, sea en las partes salientes, como las superficies de los dientes de engranages o de fresas que se puede calentar así rápidamente, sea en los gorrones de los árboles de cigüeñal, que se colocan a este efecto sobre máquinas automáticas. Se puede realizar así una gran dureza superficial con ausencia casi completa de deformaciones.

CAPITULO IV bis

APRECIACION DEL PODER DE TEMPLE DEL ACERO.— EXAMEN DE LOS DEFECTOS Y ACCIDENTES DE TEMPLE

Apreciación del poder de temple del acero

El poder de temple de un acero determinado está definido, como lo hemos dicho, por el trazado de las curvas características del temple, lo que constituye una aplicación directa del análisis dilatométrico cuantitativo completado por el examen micrográfico y la determinación de las durezas; trabajo largo y minucioso cuyos principios, métodos y ejemplos se encontrarán en los estudios publicados (1).

Si se posee un dilatómetro, se puede determinar el efecto de la temperatura de temple, en el caso de aceros de débil velocidad crítica de temple, para dos velocidades de enfriamiento elegidas (ver capítulo VI: clasificación de aceros especiales desde el punto de vista del temple). En su defecto, se utilizan los ensayos de dureza completados, si es posible, por el examen micrográfico o el de coloración por ataque.

Para los aceros de gran velocidad de temple, principalmente los aceros comunes al carbono o de débil contenido de elementos templantes, se trazan las curvas de la dureza en función de la temperatura de temple, correspondiente a distintos

---

(1) A. Portevin y P. Chévenard "Analyse dilatométrique des alliages". Rev. Mét., XXII, p. 357, Junio 1925, y Bulletin de l'Association Techn. de Fonderie, Mayo 1928, p. 129.

A. Portevin y P. Chévenard "Analyse dilatométrique de quelques substances non métalliques", 8º Congreso de Química Industrial Strasbourg, Julio 1928.

A. Portevin y P. Chévenard "Remarques et observations concernant les phénomènes de trempe des aciers". Rev. Mét. XVIII, p. 428, Julio 1921.

A. Portevin y P. Chévenard "Les courbes caractéristiques des traitements thermiques des aciers". Rev. Mét. XVII, p. 717, Noviembre 1921.

medios de temple: agua, aceite, aire (ver A. Portevin y V. Bernard, Rev. Mét., XVI, p. 188, Mayo-Junio 1919).

Como expresamos en otra parte, el poder templante se aprecia directamente, sobre todo en los aceros para herramientas, por la penetración del temple observada en las fracturas, después de templar a temperaturas escalonadas; y en este caso se obtienen igualmente indicaciones indirectas por la coalescencia después de la cementación (ensayo Ehn Mc Quaid).

Una apreciación cualitativa, grosera pero muy rápida, del poder templante y de la aptitud al sobrecalentamiento resulta del antiguo experimento de Metcalf: una barra de acero de 25 cm aproximadamente de longitud y de 1 x 2,5 cm^2 de sección, recibe una serie de ranuras espaciadas 2 cm aproximadamente; se calienta un extremo al rojo blanco conservando el otro extremo frío, y se templa toda la barra. Después de esta operación, se quiebra la barra en las ranuras y se examinan las fracturas (fracturas con desgarramiento en ausencia de temple, muy fina y aporcelanada en el temple correcto, gruesa o brillante en las regiones sobrecalentadas), complementando con un ensayo de dureza sobre estos trozos.

Luersen modificó en la forma siguiente el experimento de Metcalf con el propósito de utilizarlo para calificar desde el punto de vista del temple los aceros para herramientas (penetración del temple y margen de temple sin sobrecalentamiento).

En una barra de 75 mm de longitud, torneada a 10 mm de diámetro, se ha fresado una incisión longitudinal de 4,5 mm de ancho y 4,5 de profundidad; un agujero de 4,5 mm de profundidad y del mismo diámetro, está perforado a 6 mm del extremo. Este ejemplar se calienta en un pequeño horno eléctrico cuyo arrollamiento está dispuesto en forma tal que la temperatura crece regularmente en la zona ocupada por la barra. Se intercala un par en el agujero de 4,5 mm (lado más caliente), otros dos pares tienen sus soldaduras sujetas en la ranura, a igual distancia. Los hilos siguen la hendidura que está llena de alundum, para evitar los errores de lectura debidos a la radiación de las paredes. Reóstatos adecuados permiten llevar los tres pares a las temperaturs de 550º - 690º - 925º. Las temperaturas se mantienen durante 5 minutos.

Se saca entonces el ejemplar del horno, tomándolo con tenazas (lado frío), y se agita en agua salada. En sus extremos se hacen dos incisiones con la muela según un diámetro que pasa por el fondo de la hendidura, y se rompe el ejemplar en la prensa. Los ejemplares se colocan entonces sobre una lámina en la que están señaladas las temperaturas. Las temperaturas superiores a 760º pueden ser apreciadas por interpolación. Por debajo de esa temperatura la interpolación ya no es exacta, a causa del calor asorbido por el ejemplar en la zona crítica.

El ejemplar preparado en esa forma da los datos relativos a la penetración y a la zona de temperatura del temple.

Fracasos o defectos de temple

1º *Dureza incorrecta demasiado grande o demasiado pequeña, o penetración inapropiada del temple, demasiado grande o demasiado pequeña, en la pieza.*

Se comprueba la penetración del temple (ver anteriormente) mediante ensayos de dureza con la esfera (o ensayos con diamante, con escleroscopio, con la lima para grandes durezas) y por el examen de las fracturas (con o sin ataque), si el metal no ha sido revenido. Si el metal ha sido revenido, la penetración del temple puede ser apreciada mediante la exploración de la dureza sobre un corte o, en algunos casos por el examen micrográfico (1).

Para hallar la causa del fracaso, se debe examinar los factores del temple y del revenido estudiados en los capítulos precedentes: metal, estado inicial, duración y temperatura de temple, ley de enfriamiento (naturaleza, temperatura y agitación del baño de temple), temperatura y duración del revenido, etc., recordando que:

a) el metal puede haberse alterado superficialmente, luego del calentamiento, por decarburación o también, a veces, por carburación. A este respecto cabe distinguir entre oxidación y decarburación, fenómenos distintos, funciones los dos del medio exterior, de la temperatura y del acero: puede haber ausencia de oxidación o reducción, al mismo tiempo que decar-

(1) Ver A. Portevin, Mémorial de l'Artillerie Française, VI, 103, 1927.

buración, mientras que la película formada en el medio oxidante puede ser obstáculo a la decarburación. Para que no haya decarburación, es preciso que al mismo tiempo haya carburación de un acero menos carburado.

b) la temperatura de inmersión difiere de la temperatura de calentamiento en razón del enfriamiento accidental o voluntario que se opera entre la salida del horno y la inmersión (contacto eventual con el suelo o con objetos metálicos fríos).

c) el enfriamiento depende del contacto metal-baño de temple y puede por lo tanto ser influído por la formación de una costra de óxido durante el calentamiento, costra cuya adherencia depende del acabado de las superficies. Puede existir igualmente adherencia superficial de una película procedente de los baños metálicos, más o menos oxidados, utilizados para el calentamiento. Estas costras actúan a la vez como pantallas y creando irregularidades que retienen burbujas gaseosas en la superficie. Inversamente, ciertos agregados tales como la soda o el cloruro de sodio, modificando estos fenómenos superficiales permiten obtener la dureza buscada cuando ésta no se obtiene simplemente con agua [1].

d) el baño de temple puede alterarse con el uso, principalmente cuando se trata de aceites vegetales o animales, o calentarse en servicio, si no se vigila constantemente su temperatura para evitarlo.

2º *Irregularidad de dureza.*

Puede ser evidenciada después del temple sin revenido por el ataque conveniente de la superficie de la pieza, una vez pulida y limpiada con arena (ver el capítulo III bis), pero el procedimiento resulta inaplicable o ineficaz después del revenido. Las causas de este defecto se encuentran entre las ya indicadas, pero conviene examinar más especialmente las siguientes:

a) irregularidad en la circulación del líquido de temple (remolinos, flujo insuficiente, secciones demasiado anchas, agujeros de aspersión obliterados, etc.). En el temple por as-

---

(1) La inmersión de las piezas, antes de ponerlas en el horno, en una solución de cloruro de zinc, impediría la adherencia del óxido en el calentamiento ulterior

persión se obtienen buenos resultados mediante una presión suficiente, pues entonces los filetes líquidos rompen la envoltura gaseosa e impiden la formación de bolsas de vapor.

b) la elevación de temperatura del baño de temple, que favorece los desprendimientos locales de vapor, así como, eventualmente, la presencia de gases disueltos (CO^2 es particularmente soluble en el agua); inversamente, existe la influencia favorable de ciertas sales disueltas que permiten la elevación de la temperatura del baño sin afectar el temple.

c) la oxidación de las piezas durante el calentamiento con formación de costras susceptibles de desprenderse, o la adherencia local de los productos de los baños de calentamiento, como se acaba de decir.

d) los enfriamientos locales en el transporte y el manejo anterior al temple de las piezas calientes.

e) la insuficiencia del poder templante del acero, o sea su excesiva velocidad crítica de temple.

Cabe recordar que todas las causas de irregularidad de temple lo son también de inestabilidad de los resultados.

3º *Fragilidad anormal.*

Se trata de una fragilidad del metal demasiado grande *con relación a su dureza* que se comprueba con los resultados del ensayo de fragilidad o, más simplemente en la práctica, con la deformación de ruptura (ángulo de ruptura) y el aspecto de la fractura, de granos gruesos o brillantes.

Las tres principales causas son:

a) el metal (fósforo, azufre, inclusiones, segregación, etc.)

b) el calentamiento o aún la quemadura (ver el capítulo II).

c) la fragilidad de revenido (ver el capítulo siguiente).

4º *Deformaciones.*

Son evidenciadas y medidas por todos los medios de contralor de dimensiones de las piezas, en uso en los talleres mecánicos: calibres, mármoles, comparadores etc. Los límites aceptables dependen del destino de las piezas y de las operaciones

eventuales ulteriores (cepillado, rectificación, torneado, etc.)

Pueden provenir:

a) del calentamiento: deformaciones de las piezas calientes bajo su propio peso (mala posición al calentar), o en el manejo, o aún por desaparición de las tensiones internas que existían antes del calentamiento (es útil en este caso un recocido de estabilización antes de terminar el trabajo; ver el capítulo VII).

b) del temple o del revenido, a causa de irregularidades o de condiciones mal elegidas de estas operaciones. Ver a este respecto:

A. Portevin, *Mémorial de l'Artillerie Française*, p. 513, 2º fascículo de 1923.

A. Portevin y A. Sourdillon. *Rev. Mét.* t. XXIV, p. 215, Abril de 1927 y *Congrès de Métallurgie* de Liège, Junio de 1930.

Corresponde recordar que, de una manera general, las deformaciones se inician principalmente a temperatura elevada.

5º *Fisuras.*

Para buscarlas o revelarlas, se recurrirá preferentemente al ensayo por sonido cuando se trate de gran número de piezas de formas apropiadas, o al examen después de una inmersión en petróleo seguida por una limpieza con arena. Si no se dispone de proyector de arena o si las piezas deben quedar en el estado bruto en que fueron obtenidas, se puede, después de la inmersión en petróleo o aceite mineral, cubrir la pieza con blanco de España o con lechada de cal. Se puede igualmente recurrir al examen, después de quitar el óxido, mediante procedimientos magnéticos (limaduras espolvoreadas o en suspensión en el petróleo) y aún, en ciertos casos, al examen por los rayos X.

Son función de todos los factores del temple, que deben ser examinados; principalmente la irregularidad de temple o la excesiva energía de temple (temperatura o velocidad de enfriamiento demasiado elevadas), la heterogeneidad inicial del metal (insuficiente duración del calentamiento y de los tratamientos de homogeneización: ver el capítulo II), la penetración del temple (a igualdad de forma de la pieza y de energía de enfriamiento exterior, la proporción de fisuras crece con la pe-

netración del temple), defectos físicos anteriores al temple procedentes sobre todo del trabajo en la forja o en la matriz.

Se debe examinar igualmente las relaciones que puedan existir entre la posición y la trayectoria de las fisuras, por una parte, y la desigual dureza (de aquí la utilidad de los ensayos macrográficos) y la forma de la pieza por otra, (principalmente variaciones de sección y ángulos vivos). Ver al respecto: A. Portevin, "Les tapures de trempe dans les obus", *Rev. Mét.*, XIX, 267, 1922.

Como las fisuras se producen en el último período del enfriamiento, hay gran interés en retardarlo todo lo posible; de aquí los temples con emersión (temples interrumpidos), los temples con volumen de baño limitado y la operación de revenido efectuada inmediatamente después del temple.

Es menester distinguir entre las fisuras y las grietas que se producen después del temple bajo efectos químicos o mecánicos (fisuración de corrosión, grietas de rectificación).

6º *Tensiones internas.*

La existencia de tensiones internas, además de hacerlo por fisuras, se revela principalmente por dos fenómenos: las deformaciones después del trabajo y la fisuración por corrosión.

Para su estudio, medida y valores determinantes, ver:

A. Portevin, "Efforts internes développés dans les métaux et alliages par l'effet d'un refroidissement rapide", *C. R.*, CLVII, p. 531, 1918.

A. Portevin, "Etude de l'influence de divers facteurs sur la création des efforts internes longitudinaux lors du refroidissement rapide de cylindres d'acier" C. R. CLXIX, pág. 955, 1919.

A. Portevin, "La réduction et la disparition des efforts internes dans les aciers par réchauffage suivi de refroidissement lent" *C. R.*, CLXXV, pág. 959, 1922.

A. Portevin, "Sur la détermination des efforts internes dans les cylindres circulaires métalliques" *C. R.*, CLXXXVI, pág. 939, 1928.

A. Portevin, "Remarques et expériences simples relatives aux efforts latents dans les métaux" Asociación francesa para el Ensayo de Materiales, sesión del 20 de Diciembre de 1928; *Rev. Mét.*, XXVI, pág. 68, 1929.

En resumen, se podrán evitar los efectos perjudiciales de las tensiones internas siempre que sea posible un revenido de duración suficiente a una temperatura bastante elevada seguido por un enfriamiento no demasiado rápido.

CAPITULO V

REVENIDO DE LOS ACEROS TEMPLADOS

Hemos visto que al aumentar por el temple la dureza del acero, se produce una disminución de la resiliencia ρ y se originan tensiones internas importantes. Para disminuir a la vez la fragilidad específica (calificada por la resiliencia ρ) y la fragilidad global (resultante de las tensiones internas), se efectúa a menudo, después de la operación de temple, un tratamiento de recalentamiento o revenido que atenúa lo que hay de excesivo en los resultados del temple, principalmente en lo relativo a la fragilidad.

Mecanismo del revenido.

El revenido es el retorno de un estado fuera de equilibrio a un estado más próximo al estado de equilibrio físico-químico o estructural. En ausencia de resistencias pasivas, dicho retorno se operaría a cualquier temperatura. Como el estado de equilibrio en el diagrama Fe- Fe^3C es el mismo, cualquiera que sea la temperatura, en tanto que se permanece por debajo de A_1 (despreciando la débil solubilidad mutua de las fases ferrita y cementita), no puede entonces haber efecto de temple (temple martensítico o hipertemple) cuando se enfría desde una temperatura inferior a A_1 hasta la ambiente: el resultado alcanzado no se modifica. Se llama pues revenido de un acero todo calentamiento por debajo de A_1 efectuado después del temple.

En razón de las resistencias pasivas, este retorno hacia el equilibrio se efectúa con una velocidad que depende: 1º de la temperatura, y 2º del estado inicial anterior al revenido, es decir, del estado final después del temple.

Según este último estado, habrá:

1º Encaminamiento hacia el estado de equilibrio físico-químico, que es la mezcla Fe α + Fe^3C: hay entonces *modificación físico-química.*

2º Coalescencia de las partículas de mezcla Fe α + Fe^3C: hay sólo *modificación estructural.*

3º Al mismo tiempo, y en todos los casos, disminución o desaparición de las tensiones internas: modificación del equilibrio elástico, *modificación común.*

Se vuelven a encontrar naturalmente las tres categorías de modificaciones ya indicadas a propósito del temple: físico-químicas, estructurales y comunes.

La velocidad de revenido disminuye rápidamente con la temperatura siguiendo aproximadamente una ley exponencial (Portevin y Chévenard), volviéndose prácticamente nula a temperaturas bajas. Hay por consiguiente una temperatura inferior de principio del revenido, debajo de la cual los efectos cesan de ser apreciables, que depende:

1º de la sensibilidad de los procedimientos utilizados para evidenciar el efecto del revenido;

2º de la duración de la observación;

3º del estado inicial después del temple; la temperatura del principio sensible del revenido es tanto más baja cuanto más alejado del estado de equilibrio está el punto de partida.

Es así como ciertos procedimientos muy sensibles, tales como la evaluación diferencial de las variaciones de longitud y de los desprendimientos de calor en un medio de temperatura constante (Brush y Hadfield, Portevin y Chévenard), permiten comprobar el revenido espontáneo de los aceros templados a la temperatura ambiente. Igualmente se ha podido apreciar en un intervalo de varios años la variación de resistencia eléctrica a la temperatura ambiente de ejemplares templados (Brant).

El estado final dependerá entonces principalmente de tres factores: *el estado inicial, la temperatura de calentamiento y la duración del calentamiento.*

En primera aproximación, se puede despreciar la influencia del período de enfriamiento que sigue al revenido, puesto que no puede haber efecto de temple por debajo de A_1. Un crecimiento de la velocidad de enfriamiento equivale a un muy

ligero crecimiento de la duración del revenido, si se prescinde de los fenómenos particulares de fragilidad por permanencia en el horno a 500º (Enfermedad Krupp: ver más adelante), del temple secundario en los aceros hipertemplados y de la influencia sobre las tensiones internas.

1º *Influencia del estado inicial.*

Deben considerarse tres circunstancias, según que el estado inicial antes del revenido (estado final después del temple) sea, desde el punto de vista físico-químico, un estado recocido, templado o hipertemplado.

A.— Estado inicial químicamente recocido, pero estructuralmente templado (troostita) ; hay *ablandamiento* por coalescencia de los elementos ultra-finos que tienden a hacerse visibles con el microscopio bajo forma de perlita globular.

B.— Estado inicial templado (solución α' o martensita). Hay retorno hacia la mezcla Fe α + Fe^3C, químicamente recocida, por precipitación progresiva de cementita a partir de la solución α sobresaturada, con *ablandamiento* (1) ; se obtiene así la sorbita, químicamente idéntica a la troostita y con estructura ultra fina; la palabra sorbita se conserva aquí sólo para recordar que ese constituyente se obtiene a temperatura ascendente (revenido después del temple, temples negativos de Osmond), mientras que la troostita es obtenida a temperatura descendente (enfriamiento durante el temple, temples positivos de Osmond). Se vuelve así al caso precedente.

---

(1) La precipitación progresiva de la cementita por revenido a temperaturas crecientes de la martensita de aceros hipereutectoides se comprueba por el descenso de la resistividad y la contracción lenta y se mide por la amplitud de la anomalía A_0 en el enfriamiento. Ver Chévenard y Portevin "Mécanisme du revenu de la martensite", *C. R.* t. 191, pág. 1059, Déc. 1930. Al principio de la precipitación de la cementita, hay *endurecimiento estructural* de la martensita (ver cap. X) ; pero después, la disminución de la concentración de carbono en la solución sólida α, unida a la coalescencia de la cementita precipitada, produce el ablandamiento que hemos indicado como resultado principal.

C.— Estado inicial hipertemplado (solución γ o austenita); los fenómenos son más complejos, el retorno al equilibrio puede efectuarse por varios caminos [1].

Además de la precipitación del constituyente cementita, o ferrita, de la solución γ sobresaturada, puede haber:

a) descomposición brusca de la austenita en mezcla ultrafina, *troostita* o *sorbita, en el calentamiento,* con expansión y *endurecimiento;*

b) formación de *martensita, en el enfriamiento* que sigue al revenido, con fuerte expansión e *importante endurecimiento*: es el fenómeno de temple secundario [2] que se produce principalmente luego del revenido después del temple a muy alta temperatura de los aceros cromo-tungsteno de corte rápido.

Estos diversos fenómenos se suceden y superponen con amplitudes y velocidades variables según el acero y la temperatura de revenido [2].

En definitiva resulta entonces inicialmente un endurecimiento y se llega luego a uno de los dos casos precedentes, martensita o troostita y por lo tanto, como se ha visto, a un ablandamiento.

Si se prescinde del caso del importante endurecimiento por revenido de los estados hipertemplados y del endurecimiento del comienzo del revenido de la martensita, que se puede aprovechar para aceros de herramientas, el revenido tiene como fin principal disminuir la fragilidad consintiendo una disminución de la dureza Δ y, por lo tanto, del límite elástico.

Se elegirán entonces la temperatura y la duración de revenido para obtener la asociación deseada de Δ y de la resiliencia ρ. Veamos pues la influencia de estos factores.

---

(1) Ver P. Chévenard y A. Portevin: "Trempe secondaire des aciers hypertrempés et stabilité de l'austenite", *C. R.*, t. 191, p. 523, 29 Sept. 1930.

(2) Ver A. Portevin y P. Chévenard: "Explication des phenomènes complexes observés pendant le revenu des aciers hypertrempés", *C. R.* t. 191, pág. 608, 13 Oct. 1930.

2º *Influencia de la duración del revenido.*

Consideremos un estado inicial constante, martensita por ejemplo, y una temperatura de revenido definida Θ_1 y efectuemos revenidos de duración creciente.

La dureza decrece al principio después sólo sufre variaciones lentas en función de la duración (fig. 43). Hay una *duración límite práctica* del revenido t_1, más allá de la cual no hay interés en prolongar la operación; la dureza Δ_1 alcanzada entonces es la que llamaremos dureza después del revenido a Θ_1.

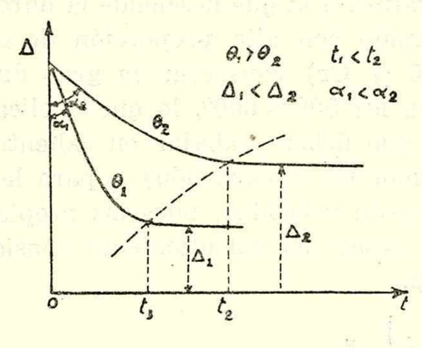


Figura 43

Esta dureza Δ_1 y el tiempo t_1 necesario para obtenerla son tanto menores cuanto más elevada es Θ_1, es decir, el efecto del revenido crece en rapidez y en intensidad con la temperatura de revenido: para $\Theta_1 > \Theta_2$, se tiene a la vez (fig. 43) $\alpha_2 > \alpha_1$, $\Delta_2 > \Delta_1$ y $t_2 > t_1$.

3º *Influencia de la temperatura de revenido.*

Partiendo de un mismo estado inicial martensítico y manteniendo siempre la duración a un valor superior al límite práctico, vamos a examinar, en sus líneas generales y simplificando, el efecto de la temperatura de revenido sobre la dureza Δ y sobre la resiliencia ρ.

Las curvas de variación de R y de E son semejantes a las de Δ, y las curvas de variación de A y Σ tienen la misma forma que las de ρ.

De una manera esquemática (fig. 44) se puede decir que:

a) la dureza disminuye sensiblemente sólo a partir de 200º - 300º: después decrece hasta un mínimo, que se obtiene cuando la temperatura de revenido alcanza la temperatura crítica de temple que corresponde a la velocidad de enfriamiento adoptada después del revenido.

La presencia de tungsteno y de cromo eleva considerablemente la temperatura a la que desciende la dureza; así los aceros de corte rápido con alta proporción de estos elementos (15 - 22 % W, 5 % Cr) conservan la gran dureza adquirida por temple hasta los 500º - 600º, lo que explica su utilización para las piezas que deben trabajar en caliente (por ejemplo las válvulas de motores a explosión) y para las herramientas que trabajan a gran velocidad, pues las propiedades de corte se mantienen a pesar del calentamiento considerable del órgano que trabaja.

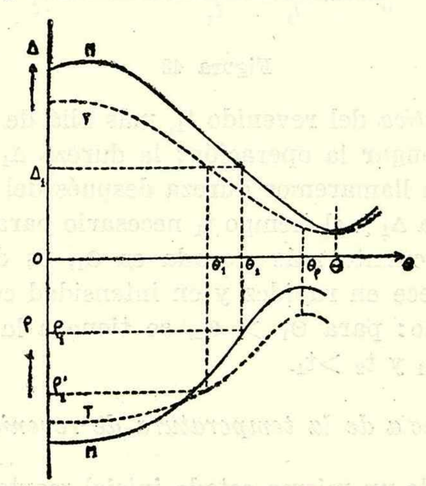


Figura 44

Por otra parte, como acabamos de expresarlo, se observa para la martensita un endurecimiento que puede ser explicado por un efecto estructural debido a la precipitación de partículas muy finas de cementita (endurecimiento estructural o por precipitación enteramente análogo al endurecimiento por revenido de las aleaciones templables de aluminio, de las que nos

ocuparemos más adelante en el capítulo IX) y que se manifiesta a *bajas temperaturas de revenido* [1], mientras que el endurecimiento de los aceros hipertemplados por revenido de la austenita se opera después, hacia los 200 - 300º (fig. 45).

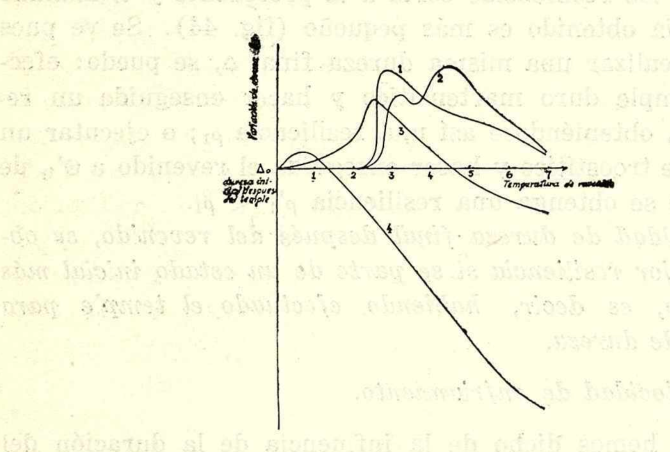


Figura 45

Variación de la dureza por revenido de diversos aceros templados e hipertemplados. Δ_o = dureza inicial antes del revenido.

1. Acero con 1,5 % C y 2 % Mn, totalmente hipertemplado.

2. Acero con 1,5 % C y 2 % Cr, totalmente hipertemplado.

3. Acero con 1,5 % C parcialmente hipertemplado.

4. Acero con 0,8 % C templado al máximo de martensita.

b) La resiliencia ρ varía en sentido inverso de Δ, con la diferencia de que el máximo de la resiliencia se obtiene para una temperatura $\Theta\rho$ un poco inferior a la que corresponde al mínimo de dureza. Se tiene entonces una textura más fina, compatible con un ablandamiento acentuado, correspondiente a la estructura llamada sorbítica.

---

(1) Se puede explicar también por el pasaje de la martensita *tetragonal* de temple a martensita *cúbica* de revenido (Ver el Capítulo X).

Debe hacerse notar que si en lugar de un estado martensítico (temple con el máximo de dureza), se parte de un estado troostítico (temple dulce, o temple estructural), la dureza inicial es más pequeña y la resiliencia más elevada, pero la curva de las resiliencias corta a la precedente y el máximo de resiliencia obtenido es más pequeño (fig. 44). Se ve pues que, para realizar una misma dureza final Δ, se puede: efectuar un temple duro martensítico y hacer enseguida un revenido a Θ_1, obteniéndose así una resiliencia ρ_1; o ejecutar un temple dulce troostítico y hacer enseguida el revenido a Θ'_1, de manera que se obtenga una resiliencia $\rho'_1 < \rho_1$.

A igualdad de dureza final después del revenido, se obtiene la mejor resiliencia si se parte de un estado inicial más martensítico, es decir, habiendo efectuado el temple para el máximo de dureza.

4º *Velocidad de enfriamiento.*

Lo que hemos dicho de la influencia de la duración del revenido prueba que la variación de la velocidad de enfriamiento después del revenido tiene solamente un efecto muy pequeño o nulo sobre la dureza final, sobre todo si la duración del revenido ha alcanzado el límite práctico.

Por el contrario, el enfriamiento, o dicho de otra manera *el modo de detener el revenido,* puede tener una repercusión:

a) Sobre la fragilidad, como consecuencia del fenómeno de *fragilidad de revenido* o "Enfermedad Krupp", del que hablaremos más adelante;

b) Sobre las *tensiones internas producidas luego del revenido.*

El revenido tiende a hacer desaparecer las tensiones internas creadas por el temple, sobre todo cuando su temperatura pasa de los 600º y es mantenido durante un tiempo suficientemente largo. Pero el enfriamiento, si es rápido, por ejemplo cuando se obtiene mediante inmersión en el agua, hace nacer nuevamente esfuerzos internos que se manifiestan por deformaciones luego del trabajo final hecho después del tratamiento. Cuando se quiere evitar estos inconvenientes, es preciso recurrir a un enfriamiento en el aire, o a uno más lento todavía.

De estas consideraciones de caracter general simplificadas voluntariamente, se pueden deducir indicaciones de conjunto para los problemas corrientes planteados por los tratamientos térmicos, según que se trate de obtener el máximo de dureza, el máximo de resiliencia o una asociación conveniente de la resiliencia y de la dureza (y en consecuencia del límite elástico).

1º El máximo de dureza se obtendrá sea por temple martensítico, seguido o no de un revenido a baja temperatura que no altera sensiblemente la dureza (aún la aumenta algo), y que atenúa las tensiones internas (1); sea por temple ligeramente austenítico (hipertemple), seguido por un revenido más acentuado que atenúa las tensiones internas y procura un aumento de dureza al transformar la austenita existente en martensita.

2º El mínimo de dureza (cuando se desea facilitar el trabajo mediante el ablandamiento máximo), para un enfriamiento de velocidad dada, se obtendrá por un calentamiento, lo más prolongado posible, un poco por debajo de la temperatura crítica de temple respectiva. (El ablandamiento conseguido es tanto mayor cuanto más elevada sea esta temperatura y más pequeña la velocidad de enfriamiento adoptada (2).

3º El máximo de resiliencia ρ se obtendrá por revenido a $\theta\rho$ (revenido sorbítico) después de un temple a temperatura que corresponda al máximo de martensita.

---

(1) Es así como, para los instrumentos de precisión, se alcanza de una manera satisfactoria la estabilización de las dimensiones —en particular por la atenuación de las tensiones internas,— efectuando un revenido de 200 horas a 120º, o aún de 500 horas a 150º cuando existe un contenido elevado de cromo. El tratamiento de estabilización puede ser naturalmente tanto más breve cuanto más elevada sea la temperatura del revenido.

(2) Véase el tratamiento de coalescencia (capítulo II) ; hay que observar que la obtención de la perlita globular se facilita partiendo de un precipitado de cementita muy fino, luego de un previo temple troostítico o de un temple seguido de revenido.

4º Si —como es el caso general en la construcción mecánica— se quieren asociar los valores convenientes de la dureza Δ y de la resiliencia ρ, se adoptará una temperatura de revenido suficientemente elevada (superior a 550 - 600º, según el acero), para destruir casi por completo las tensiones internas después del temple y eventualmente evitar la fragilidad de revenido (ver más adelante). En este caso, la elección del estado de temple debe ser hecha teniendo en cuenta la penetración del temple y recordando siempre que a igualdad de dureza final, es decir después del revenido, la resiliencia es mejor en los estados templados al máximo. Como las curvas de dureza tienden a reunirse, las diferencias de dureza provenientes de un diferente estado inicial de temple se atenúan, de donde resulta *la homogeneización de la dureza por revenido* de una pieza desigualmente templada y, en particular, una reducción notable de las diferencias de dureza que resultan del fenómeno de penetración del temple.

Pero la adopción de una temperatura de revenido bastante elevada implica un descenso notable en la dureza para los aceros ordinarios, por lo que frecuentemente resulta demasiado pequeño el valor del límite elástico *E*. En este caso hay que recurrir a los aceros especiales que conservan mejor la dureza en el revenido, aceros al níquel, cromo, molibdeno, y que dan a la vez una dureza y un límite elástico elevados con resiliencias notables.

Fragilidad de revenido de los aceros.

Los efectos del revenido sobre las propiedades mecánicas, particularmente sobre la resiliencia ρ, son función de la temperatura y del tiempo, de modo que la influencia de la rapidez de enfriamiento luego del revenido equivale a una ligera variación en la duración del revenido. Parecería entonces que la manera de producir el enfriamiento luego del revenido, o el modo de detener el revenido (enfriamiento en el horno, en el aire, en el aceite o en el agua) sólo debiera tener una influencia secundaria; pero el efecto se complica, en ciertos casos, a causa de la intervención del fenómeno de fragilidad de revenido.

En muy distintos grados la fragilidad de *ciertos* aceros *templados y revenidos*, particularmente la de los aceros níquel-cromo, resulta aumentada si, durante el proceso de revenido, éstos son mantenidos largamente en una zona de temperatura vecina a 500º, lo que puede ocurrir sea por haberse efectuado el revenido en esta zona, sea por un enfriamiento lento a partir de una temperatura superior. Los ensayos de choque sobre ejemplares entallados evidencian pequeña resiliencia y fractura de facetas brillantes. El fenómeno fué comprobado por primera vez en el tratamiento de las placas de blindajes de acero níquel-cromo obtenidas por el procedimiento Krupp. Tal es el origen del nombre "enfermedad Krupp" (Krupp Kranheit) con que frecuentemente suele designársele.

En todos los casos esta fragilidad particular puede ser atenuada o suprimida con un nuevo calentamiento por encima de esta zona, hacia los 650º por ejemplo, seguido de un enfriamiento *rápido*.

El procedimiento más sencillo para evidenciar este fenómeno en un acero dado, consiste en hacer la siguiente experiencia: algunos ejemplares entallados de choque se templan en las mismas condiciones y se someten a un revenido prolongado (por ejemplo 2 horas a 650º); se detiene este revenido para algunos ejemplares por inmersión en el agua y para otros ejemplares por un enfriamiento lento (0º3 por minutos por ejemplo); sean ρ_r y ρ_l las resiliencias respectivas.

La susceptibilidad S de este acero a la fragilidad de revenido, dentro de las condiciones esperimentales adoptadas (condiciones de tratamiento y tipo de ejemplar adoptado), estará definida por la relación:

$$S = \rho_r / \rho_l$$

que puede variar de 1 a más de 10.

Factores que influyen sobre la susceptibilidad a la fragilidad de revenido.

Entre los factores conocidos actualmente, cuya influencia sobre la susceptibilidad S puede ser notable, se puede citar:

1.— *Composición química.* La susceptibilidad resulta aumentada por el cromo, el manganeso, el fósforo; y atenuada o suprimida por el molibdeno;

2.— *Procedimientos de fabricación.* Todas las condiciones de elaboración del acero pueden influir sobre la susceptibilidad.

Los aceros preparados en crisol o en horno eléctrico son en general poco susceptibles (S = 1 o 2), mientras que los aceros Martin han dado susceptibilidades entre 5 y 10.

3.— *Temperatura de revenido.* La fragilidad de revenido se manifiesta sólo para las temperaturas de revenido comprendidas entre 400° y 600° (en general alrededor de 525°). Luego:

a) No hay que preocuparse cuando el revenido después del temple es efectuado a una temperatura inferior a 400°;

b) Los aceros que resultaron frágiles por revenido (roturas con granos brillantes) pueden, en todos los casos, ser "regenerados", es decir convertidos en no frágiles (rotura fibrosa) mediante un revenido efectuado a una temperatura superior a 600° seguido por un enfriamiento rápido.

4.— *La velocidad de enfriamiento después del revenido.* (Revenidos efectuados a partir de una temperatura $\theta > 600°$).

La velocidad de enfriamiento que origina la fragilidad depende del acero y de la temperatura de temple.

Para ciertos aceros, una velocidad de 3° por minuto produce fragilidad mientras que, para otros, es necesario una velocidad 10 veces más pequeña (0°3/min.).

Conclusiones concernientes a la fragilidad de revenido.

Este fenómeno parece deber relacionarse con las variaciones de solubilidad mutua de las fases ferrita y cementita por debajo de A_1. Se ha podido trazar la curva de solubilidad de Fe^3C en el hierro α que muestra una solubilidad muy pequeña, pero rápidamente variable entre 600° y A_1; de aquí se deduce la posibilidad de precipitación intergranular de cementita en el caso de un enfriamiento lento y, por el contrario, su mantenimiento en solución sólida en el caso de un enfriamiento rápido.

Los aceros susceptibles (los que se hallan más frecuentemente entre los aceros níquel-cromo) deben ser revenidos ya

sea a las temperaturas inferiores a 400º con una velocidad de enfriamiento cualquiera, o a temperaturas superiores a 600º con una velocidad de enfriamiento elevada; este último tratamiento permite, por otra parte, regenerar los aceros que un revenido anterior ha hecho frágiles.

De ahí el interés en detener el revenido en el agua para las piezas grandes; el inconveniente es que se crean así tensiones internas que, en el caso de piezas de dimensiones muy precisas, hacen prohibitivo el procedimiento, a causa de las deformaciones que se producen después del trabajo mecánico de las mismas. Es necesario entonces recurrir a los aceros no susceptibles, por ejemplo mediante la adición de molibdeno que permite el enfriamiento lento después del revenido sin riesgo de fragilidad. El ensayo de tracción (y más generalmente el ensayo sobre ejemplares no entallados) es incapaz de evidenciar la fragilidad de revenido.

He aquí un ejemplo relativo a un acero de la siguiente composición:

C = 0,3 ; Ni = 3,6 ; Cr = 1,2 ; Mn = 0,5 %

			Estado resiliente	Estado frágil
Ensayo de	R	Kg|mm²	117	120
tracción	E	Kg|mm²	77	71
	A	%	17	16
	Σ	%	63	57
Resiliencia				
Mesnager	ρ	Kgm|cm²	14	2

Este estado frágil constituye, con la fragilidad estructural de los aceros extradulces sobrecalentados, las dos circunstancias características en que el ensayo de choque sobre barras entalladas adquiere una significación netamente distinta de la del ensayo de tracción.

El entallado de la barra es el factor predominante en la evidenciación de esta fragilidad; resulta así probada la influencia nefasta de los ángulos vivos y de los acordamientos de pequeño radio en las piezas, aún cuando no se produzcan choques anormales.

CAPITULO VI

CLASIFICACION DE LOS ACEROS INDUSTRIALES EN CUATRO GRUPOS DESDE EL PUNTO DE VISTA DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS

Partiendo de la clasificación de los aceros de acuerdo con la temperatura de transformación durante el enfriamiento, cuyo principio fué indicado por Osmond, Grenet ha dividido el conjunto de los aceros especiales *industriales,* que se emplean actualmente, en cuatro grupos, conforme a su temperatura de transformación durante el enfriamiento, para dos velocidades de enfriamiento elegidas.

En realidad, como lo hemos dicho, el problema del temple gravita alrededor de la noción de la velocidad crítica de temple y se encuentra completamente representado por las curvas características del temple.

Aunque estas últimas en la actualidad sólo se hallen parcialmente trazadas y para un número excesivamente restringido de aceros, hemos considerado más claro y al mismo tiempo más completo adoptar la clasificación en tres grupos, pero transformándola, para relacionarla a las curvas características, cuya representación es, en todo caso, conocida cualitativamente (figuras 46, 47 y 48).

Tenemos entonces $\theta_c = 900^\circ$ y elijamos 2 velocidades:

$V_1 = 100^\circ/10$ min., entre 900° y 600° [1] (enfriamiento en el aire de una pieza de mediano grosor).

$V_{11} = 100^\circ/30$ min., entre 900° y 600° (enfriamiento en el horno).

Si V_c es la velocidad crítica de temple correspondiente a la temperatura de 900°, la clasificación de Grenet, de enunciado bastante complicado, equivale a la condición simple:

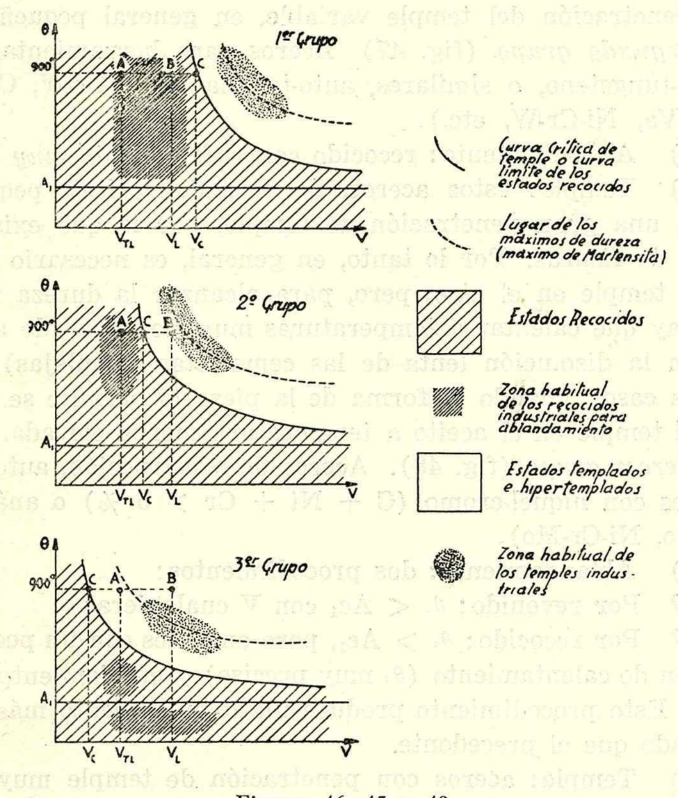
---

(1) Por debajo de Ar' la velocidad de enfriamiento ya no interviene en los fenómenos físico-químicos.

Primer grupo: $V_{tl} < V_l < V_c$
Segundo grupo: $V_{tl} < V_c < V_l$
Tercer grupo: $V_c < V_{tl} < V_l$.

Finalmente en el cuarto grupo, se clasificarán los aceros normalmente hipertemplados a la temperatura ambiente, es decir aquellos para los cuales $V_l > V'_c$, velocidad crítica correspondiente a la aparición de la austenita.

Sean A, B y C los tres puntos de ordenada θ_c y de abcisas V_{tl}, V_l y V_c respectivamente (figuras 46, 47 y 48).



Figuras 46, 47 y 48

Consideraremos como se puede realizar en cada grupo los dos tratamientos industriales fundamentales.

a) Ablandamiento que permita el trabajo.

b) Temple al máximo de dureza.

Primer grupo (fig. 46). Comprende todos los aceros ordinarios y todos los aceros especiales excepto los indicados en los otros tres grupos.

a) Ablandamiento: el recocido en la zona B es suficiente, excepto si se desea un ablandamiento máximo por coalescencia de la cementita, (aceros duros para herramientas, aceros con cromo para rulemanes).

b) Temple: en el agua o en el aceite, según aceros y piezas.

Penetración del temple variable, en general pequeña.

Segundo grupo (fig. 47). Aceros para herramientas con cromo-tungsteno, o similares, auto-templantes (Cr-W, Cr-Mo, Cr-W-Va, Ni-Cr-W, etc.).

a) Ablandamiento: recocido con enfriamiento *muy lento.*

b) Temple: estos aceros, de velocidad crítica pequeña, tienen una gran penetración de temple, por lo que existe el riesgo de fisuras. Por lo tanto, en general, es necesario adoptar el temple en el aire; pero, para alcanzar la dureza máxima, hay que calentar a temperaturas muy elevadas (de acuerdo con la disolución lenta de las cementitas complejas). En ciertos casos, cuando la forma de la pieza lo permite se practica el temple en el aceite a temperatura menos elevada.

Tercer grupo (fig. 48). Aceros de construcción, auto-templantes con níquel-cromo ($C + Ni + Cr > 5\ \%$) o análogos (Ni-Mo, Ni-Cr-Mo).

a) Ablandamiento: dos procedimientos:

1º Por revenido: $\theta_c < Ac_1$ con V cualquiera;

2º Por recocido: $\theta_c > Ac_1$, pero entonces con un pequeño margen de calentamiento (θ_c muy preciso) y enfriamiento *muy lento.* Este procedimiento produce un ablandamiento más pronunciado que el precedente.

b) Temple: aceros con penetración de temple muy pronunciada, por lo que existe el risgo de fisuras; por lo consiguiente temple en el aire, a veces en el aceite, si la forma de la pieza lo permite (detención del revenido en el agua o en el aceite).

Cuarto grupo. Aceros con alto porcentaje de níquel (22-35 Ni con o sin Cr), con níquel-cromo (aceros inoxidables auste-

níticos, como por ejemplo 18 Cr, 8 Ni) o con manganeso (aceros al 12 % Mn de Hadfield), empleados siempre en estado hipertemplado austenítico, con un gran alargamiento de ruptura. Después de un enfriamiento lento, con $V_1 > V'_c$, y aún con $V_1 > V_c$, estos aceros son por lo menos parcialmente austeníticos; ya se tenga $V_{t1} < V''_c$, austeníticos inestables, o $V_{t1} > V''_c$ austeníticos estables; se obtiene la estabilización de la austenita por incremento del porcentaje de elementos templantes Ni, Cr, etc., pero de esta manera se aumenta el costo, por lo que frecuentemente hay que conformarse con austenitas inestables completando su obtención con el temple.

Cuando se obtiene austenita, todo ocurre como si el acero tuviera su punto de transformación A_1 por debajo de la temperatura ambiente; dado que los elementos Ni y Mn, que hacen austeníticos a los aceros, disminuyen fuertemente el porcentaje en carbono del euctectoide (ver el capítulo II), se deduce que para estos aceros, el punto euctectoide ficticio E (fig. 49) se encuentra muy próximo al cero, hallándose

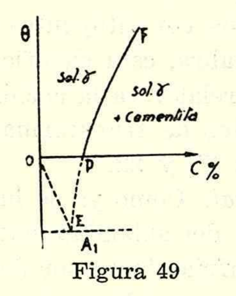


Figura 49

siempre por debajo del ambiente. Los aceros austeníticos con Ni y con Mn son pues hipereutectoides con pequeños porcentajes de carbono y, por consiguiente, depositarán la cementita durante un enfriamiento lento o mediante una permanencia prolongada por debajo de la línea EPF de solubilidad de la cementita en la solución γ o austenita. Esta cementita se deposita en pequeñas láminas (apareciendo en el microscopio bajo forma de agujas), causando fragilidad (caso de las austenitas con manganeso). Frecuentemente, este precipitado de cementita muy fina se ubica entre los granos, facilitando así la corrosión intergranular (aceros inoxidables austeníticos 18/8

revenidos hacia los 600º-700º). Hay entonces interés en hacer desaparecer esta cementita, lo que se consigue con el temple. Los fenómenos son enteramente análogos a los que se comprueban en las aleaciones de aluminio templables (endurecimiento estructural o por precipitación) y obedecen a las mismas leyes; basta con ver lo que decimos más adelante en los capítulos IX y X.

En todo caso tanto para evitar esta precipitación, como para obtener la austenita pura (caso de las austenitas inestables), se emplean estas aleaciones después de un temple en el agua a temperatura elevada; como el estado final es muy maleable (A % muy elevado) y como no hay transformaciones en el curso del enfriamiento no hay que temer las fisuras ([1]). En los confines de este grupo se colocan los aceros austeníticos estables desprovistos de transformación alotrópica y que no pueden sufrir ni regeneración, ni endurecimientos martensíticos, lo mismo que los aceros ferríticos; estas dos categorías pueden por otra parte, ser objeto de *endurecimiento por precipitación* de la cementita u otros constituyentes especiales (ver el capítulo X). En una palabra, esta clasificación completa la indicada en el capítulo II, relativa a la acción de los elementos adicionales sobre los puntos de transformación del hierro, e ilustradas por las figuras 21 y 22.

Observación general. Como ya se ha dicho antes, para todos los aceros, después del ablandamiento por recocido o revenido, la velocidad de enfriamiento por debajo de Ar ya no tiene importancia sensible; se puede terminar entonces el enfriamiento en el aire o en el agua, abreviando la duración total de la operación y reduciendo la inmovilización de los hornos de recocido, de lo que resulta un aumento de la producción.

Esta clasificación de los aceros en cuatro grupos es naturalmente arbitraria, como todas las clasificaciones que se hacen en una serie sin discontinuidades obligatorias: la velocidad

(1) Excepto para las piezas muy grandes que pueden dar lugar a fisuras de origen puramente térmico a consecuencia de la mala conductibilidad calorífica de estas aleaciones (como ya se ha dicho, estas austenitas son de pequeña conductibilidad eléctrica y calorífica).

crítica del temple puede presentar todos los valores y ciertos aceros industriales pertenecen a la vez a dos de los grupos indicados; pero esta clasificación ofrece la ventaja muy grande de establecer orden y claridad en la innumerable diversidad aparente de los aceros y de los tratamientos preconizados.

Conclusiones prácticas. Aunque muy resumido, este esquema hace aparecer como complejos el temple y los tratamientos térmicos de los aceros, debido a la multiplicidad de las variables que intervienen.

Pero, para fijar las ideas, diremos que la inmensa mayoría de los aceros industriales para la construcción mecánica se templan a 825º - 850º (salvo los aceros extradulces y aquellos de altos porcentajes de cromo y de tungsteno) y que los aceros industriales para herramientas se templan a 760º - 820º (excepto los aceros de alto porcentaje de cromo y de tungsteno, para los cuales las temperaturas de temple oscilan entre 825º y 1.100º). De manera que, cualquiera que sea el acero y la pieza, se podrá comenzar con el ensayo del temple a 825º, aumentando θ_c y la energía del baño respectivo si existe insuficiencia de dureza y obrando inversamente si se producen fisuras o deformaciones exageradas.

Los tratados y publicaciones concernientes a los tratamientos térmicos, los catálogos de las usinas, dan para los distintos tipos de acero las condiciones de tratamientos y los resultados mecánicos obtenidos sobre *ejemplares tratados.* Estos datos constituyen los *puntos de partida* que se retocarán o modificarán, si es preciso, en cada caso particular, dependiendo las condiciones de tratamiento y los resultados mecánicos, no solamente de los aceros y de la finalidad perseguida, sino también de la forma y de las dimensiones de las piezas tratadas. En cuanto a las condiciones para el revenido, son reguladas de manera que se obtengan las Δ y ρ deseadas, recordando que hay interés en partir de un estado templado correspondiente al máximo de dureza después del temple y que es preferible detener el revenido con un enfriamiento no demasiado lento cuando no se teme la producción de tensiones internas.

Observaciones complementarias concernientes a la acción de los elementos especiales sobre los tratamientos térmicos de los aceros

Tal como se ha presentado, el temple de los aceros especiales no difiere esencialmente del que corresponde a los aceros ordinarios y así hemos podido establecer una exposición de conjunto, que es válida para todos los aceros usuales mediante la generalización de los fenómenos observados en los aceros ordinarios. Pero esta unidad en la presentación y esta generalidad de la exposición no pueden ser alcanzadas sino por simplificaciones llevadas al extremo, particularmente por extrapolación del estudio del sistema binario Fe-Fe^3C a los sistemas de tres o más elementos.

La introducción de un tercer elemento M en el sistema Fe-Fe^3C puede hacer que aparezcan nuevos constituyentes (ejemplo los tungsturos y molibduros por adición de W y de Mo a los aceros, sin hablar de las inclusiones, sulfuros, óxidos, silicatos, aluminatos que resultan de la presencia de azufre y de oxígeno) pero, además, puede obrar de una manera profunda sobre los constituyentes normales, sus propiedades y sus transformaciones. Si no hay formación de constituyentes especiales, los elementos agregados entran en solución sólida en los constituyentes que hemos descripto (ferrita, cementita, martensita, austenita, en proporciones respectivas definidas por los coeficientes de repartición, variables con la temperatura: como ejemplo, se pueden citar las cementitas especiales en las que la estabilidad (descomposición en grafito, ver capítulo VII), la solubilidad en los otros constituyentes, la velocidad de solubilidad, la aptitud a la coalescencia, etc, dependen de los elementos en solución sólida y de sus proporciones.

Pero cualesquiera que sean estas modificaciones o complicaciones debidas a la presencia de elementos distintos del carbono, los fenómenos de temple y, más generalmente, los tratamientos térmicos, están siempre bajo la dependencia de las modalidades y de la posición térmica de las transformaciones, las que gobiernan la constitución y, en parte, la estructura final.

Desde este punto de vista, los elementos distintos del carbono ejercen una acción doble ([1]), correspondiendo a un doble aspecto de todo problema físico-químico:

1º Efecto sobre las temperaturas y condiciones de equilibrio de transformación: problema estático, definido gráficamente por las curvas y diagramas de equilibrio. Efecto independiente de las velocidades de variación térmica.

2º Modificación de las resistencias pasivas o frotamientos químicos, que regulan las velocidades de reacción; problema que contempla la relación entre las transformaciones y las velocidades de variación térmica, principalmente la velocidad de enfriamiento, y que se encuentra en parte definido por la histéresis térmica de reacción (Cap. II) y caracterizado por la noción de las velocidades críticas de temple.

Es así como, de una manera simplificada:

1º Tal como se ha dicho en el capítulo II, ciertos elementos (Si, Al, Co, W, Mo, Cr, en proporción suficiente) elevan las temperaturas de equilibrio de transformación mientras que otros (Ni, Mn) hacen bajar estas temperaturas.

Es necesario recordar que en estos dos casos, para un porcentaje suficiente de estos elementos, las transformaciones $\alpha \rightleftarrows \gamma$ desaparecen y se obtienen aceros ferríticos (solución α) o austeníticos (solución γ), desprovistos de transformación y, por lo tanto, no susceptibles de temple y de regeneración térmica. Esto es lo que sucede en particular en los aceros inoxidables con níquel-cromo con un fuerte porcentaje de cromo o de níquel.

2º Los elementos especiales, quizás con algunas excepciones, como el cobalto y el silicio, aumentan netamente las resistencias pasivas, de manera que la histéresis térmica crece.

Estas dos acciones sobre la temperatura de equilibrio de transformación y sobre la histéresis térmica, si bien distintas

---

(1) A. Portevin: Asociación Internacional para el ensayo de materiales, sesión del 25 de Noviembre de 1911.

[1], en parte están ligadas entre sí, pues las resistencias pasivas aumentan cuando la temperatura disminuye; todo descenso del punto de transformación aumenta entonces las resistencias pasivas y la histéresis, y disminuye por lo tanto la velocidad crítica de temple e inversamente. Por ejemplo:

a) el níquel baja la temperatura de transformación y aumenta la histéresis, luego disminuye por estas dos razones la velocidad crítica de temple.

b) el cromo aumenta la histéresis, pero eleva la temperatura de transformación; su acción de disminución de la velocidad crítica de temple es considerablemente reforzada por el níquel, que baja la temperatura de tranformación, e inversamente la acción del níquel resulta aumentada por la del cromo: de ahí el interés de la solución níquel-cromo para los aceros autotemplantes.

c) el silicio eleva la temperatura de equilibrio de transformación sin aumentar la histéresis de una manera sensible, y por consiguiente aumenta la velocidad crítica de temple: se opondrá pues a la acción del cromo sobre el poder templante; los aceros para válvulas con Cr-Si (Silcromo) tienen velocidades críticas de temple mayores que las de los aceros con 13 % de Cr.

d) el cobalto, que también tiende a elevar la temperatura de equilibrio de transformación sin aumentar la histéresis, aumenta la velocidad crítica de temple, es decir disminuye el poder templante del acero.

De una manera general, se puede decir que los elementos especiales tienden casi siempre a aumentar más o menos las resistencias pasivas y por lo tanto la histéresis; este efecto resulta considerablemente acentuado por los elementos y factores que hacen disminuir las temperaturas de transformación y amortiguado por los que las elevan. En este efecto se encuentra

(1) Esta distinción se concreta comparando la temperatura de transformación durante el calentamiento (que depende sobre todo de la temperatura de equilibrio de transformación) con la durante el enfriamiento (que es afectada notablemente por la histéresis).

comprendido el del tamaño de los granos y el de la velocidad de difusión.

La modificación de las resistencias pasivas, al obrar directamente sobre la velocidad de establecimiento del equilibrio, repercute sobre una serie de fenómenos que, en consecuencia, se encuentran ligados: es así como el aumento de estas resistencias pasivas, resultante de la introducción de elementos especiales:

1.— se opone a la homogeneización por difusión de la solución sólida γ, tanto durante el curso de la solidificación como después de los recalentamientos ulteriores a alta temperatura, es decir a la eficacia de los tratamientos de homogeneización (sin embargo ciertos elementos tales como el molibdeno, parecen por el contrario facilitarlos, pero ello puede resultar del afinado de la estructura procurada por la adición de este elemento, que facilita la homogeneización aumentando el gradiente local de concentración).

2.— se opone en el calentamiento a la disolución del constituyente proeutectoide. Esto se hace notar particularmente en los aceros con alto porcentaje de tungsteno y de cromo, haciendo necesario, para el temple, el aumento de la duración del calentamiento o elevación de la temperatura de calentamiento (temple de los aceros de corte rápido).

3.— inversamente, como acabamos de decir, se opone a la transformación durante el enfriamiento, es decir, tiende a retardarla y a efectuarla a temperatura baja: efecto de temple y por consiguiente un aumento del poder templante, disminución de la velocidad crítica de temple, obtención de los aceros autotemplantes (Ni, Ni-Cr, Cr-W, etc.), aumento de la penetración del temple y, en consecuencia, como ya se ha visto, aumento del riesgo de fisuras tanto durante el enfriamiento (fisuras de temple) como en el calentamiento (grietas de rectificación).

4.— por fin, se opone al retorno al equilibrio de los sistemas fuera de equilibrio, es decir, traba el efecto del revenido, y conduce a la elevación de la temperatura de ablandamiento por revenido (particularmente acentuada en los aceros con tungsteno-cromo para herramientas de corte rápido) y al aumento de la duración del revenido (en particular para el ablandamiento de los aceros níquel-cromo auto-templantes.)

Paralelamente, los elementos auto-templantes se oponen a la coalescencia y por lo tanto al ablandamiento por obtención de perlita globular.

En resumen, hay paralelismo de influencia: sobre la homogeneización por recocido de difusión, sobre la disolución sólida por calentamiento, sobre el ablandamiento por revenido, sobre la coalescencia de la cementita y sobre la velocidad crítica de temple, y por lo tanto sobre los fenómenos ligados al poder templante: penetración del temple, peligro de fisuras, deformaciones de temple. No es sorprendente entonces que dentro de ciertos límites se hayan encontrado relaciones entre estos distintos fenómenos, propiedades y caracteres, y que algunos de ellos puedan servir para apreciar los otros. Son distintas funciones complejas que contienen una variable común.

Además de esta acción sobre las modificaciones físico-químicas y sobre la constitución, los elementos diferentes del carbono pueden tener también una influencia sobre las *modificaciones estructurales,* en particular sobre la finura de la estructura o, inversamente, el grosor de los granos; los distintos elementos agregados al acero pueden facilitar el aumento de volumen de los granos de una fase (solución α o solución γ) o de las partículas de la mezcla de dos fases (finura y forma de las partículas de cementita de la perlita, finura y forma de las inclusiones), o también obrar sobre las modificaciones estructurales que acompañan a las transformaciones polimórficas [1].

Es así como el molibdeno tiende a afinar la estructura de solidificación, mientras que el silicio obra en sentido inverso; el manganeso da a las inclusiones sulfurosas una forma más aglomerada; el níquel facilita la regeneración térmica, mientras que el fósforo obra en sentido inverso, etc.

---

(1) Los elementos que afinan la estructura de solidificación no afinan necesariamente las estructuras de transformación y recíprocramente.

CAPITULO ANEXO VI bis

EL MATERIAL DE TEMPLE Y DE REVENIDO

I.— *Descripción crítica de los hornos de temple y de revenido*

El estudio y descripción de los hornos para los tratamientos térmicos son del dominio de la calefacción industrial y no de la metalurgia: es suficiente conocerlos solamente en lo necesario para determinar las condiciones que limitan y definen el problema a plantear al constructor de hornos. Nos limitaremos a una breve enumeración de las consideraciones y condiciones que deben tenerse en cuenta para establecer los datos del problema a resolver.

Los hornos de temple y, más generalmente, los hornos para tratamientos térmicos, pueden ser clasificados y examinados desde múltiples puntos de vista, por ejemplo, según:

1º *El procedimiento de calefacción*

Con combustible sólido: carbón, coke, carbón pulverizado;

Con combustible líquido: aceites pesados;

Con combustible gaseoso: gas de alumbrado, gas pobre y análogos, con o sin recuperador, con tiraje natural o con aire inyectado, a presión normal o sobrepresión, por convección o radiación;

Calentamiento eléctrico: por resistencia (metálica, de carbón, carburo de silicio, sales fundidas, etc.), por inducción (directa en el metal, o indirecta, en una mufla metálica o de grafito).

El precio de la caloría producida depende del procedimiento de calentamiento y de las condiciones locales, pero es necesario tener en cuenta el rendimiento calorífico del horno y otras condiciones enumeradas a continuación.

Es así como, no obstante ser aparentemente muy elevado el costo de la calefacción eléctrica, los hornos eléctricos han pasado del laboratorio al taller, gracias 1) al rendimiento calorífico elevado (85-95 % mientras que el de los hornos de combustible es solamente del 5-15 %) obtenido principalmente por los progresos en la calorifugación, 2) a la comodidad de graduación y de regulación de temperatura, y uniformidad de esta última, de lo que resulta la precisión de una operación de laboratorio, y 3) a las grandes ventajas que ofrece respecto a limpieza, mantenimiento y ausencia de humo. Para conseguir esto ha sido necesaria la realización de grandes progresos en la fabricación de los elementos de calentamiento utilizados, ya sea como hilos calefactores [1] o como muflas caldeadas por inducción.

2º *Naturaleza del medio en que se encuentran las piezas*

En los productos de combustión, con o sin regulación de la atmósfera;

en el aire, al abrigo de los gases quemados, o en atmósferas gaseosas especiales (horno de muflas, de cajas o de cubas, hornos eléctricos de vaso cerrado a junta estanca, hornos de vacío, etc.);

---

(1) Los hilos metálicos utilizados como resistencias de calentamiento son esencialmente aleaciones de cromo con níckel y hierro, agregándosele otros elementos (Al, Si W, Co, Zr, etc.) de manera que se obtenga el máximo de asociación de las condiciones requeridas: ductibilidad, infusibilidad, resistencias mecánica y a la óxidación en caliente, constancia de resistividad y precio razonable. Estas aleaciones, que han sustituído al platino empleado primitivamente en los laboratorios, se utilizan hasta unos 1100º; con varillas de carburo es posible alcanzar 1300º en marcha continua, pero la resistividad varía con la duración de la puesta en servicio. Esta temperatura de régimen de 1300º puede ser alcanzada también con resistencias metálicas de aceros con alto porcentaje en Cr (por ejemplo 30 %) y con agregados de Al y Co (3 % por ejemplo). Para temperaturas superiores, se puede recurrir al par de grafito-carburo de silicio; se ensaya igualmente el par tungsteno-molibdeno.

en baños líquidos; agua o aceites para los revenidos a baja temperatura; sales fundidas (frecuentemente cloruros, fluoruros, carbonatos alcalinos o alcalino-terrosos para el temple, nitratos y nitritos alcalinos para el revenido, o aún boratos y silicatos alcalinos), metales o aleaciones fundidas, (con frecuencia plomo para el temple, estaño en ciertos casos). Estos baños pueden ser calentados exteriormente o interiormente (resistencias sumergidas o bien electrodos, si las temperaturas son bastante elevadas como para destruir las resistencias: caso de los aceros rápidos).

El medio ambiente tiene una gran importancia tanto desde el punto de vista del *estado de la superficie de las piezas después del calentamiento,* fenómeno químico, como del de la *rapidez de los cambios caloríficos,* fenómeno físico.

a) Los cambios caloríficos, para una diferencia de temperatura dada, dependen del calor específico y de la conductibilidad térmica del medio. Por ejemplo, la velocidad de calentamiento es más grande en baños líquidos (sobre todo en los metales fundidos) que en atmósfera gaseosa; y lo mismo sucede con la uniformidad de temperatura del medio de calefacción, sobre todo si se le imprime una ligera agitación. Esto es igualmente favorable para la medida de las temperaturas por los pares termo-eléctricos que entonces alcanzan muy rápidamente el equilibrio de temperatura con el baño. Por el contrario en el período de calentamiento, la anisotermia de la pieza es más acentuada, lo cual resulta inconveniente desde el punto de vista de las deformaciones y fisuras, de manera que para los calentamientos en baños metálicos es preciso, con frecuencia, efectuar un precalentamiento si la temperatura que se debe alcanzar es elevada, como sucede en el calentamiento antes del temple, pero no en el calentamiento antes del revenido.

La masa calorífica elevada del medio de calentamiento (caso de los baños líquidos) es ventajosa para las marchas continuas, pues el "volante térmico" así creado regulariza la marcha del calentamiento y hace que la temperatura dependa en menor grado de la introducción de las piezas. Por el contrario, no conviene para las marchas discontinuas o variables, pues el calentamiento ya no tiene flexibilidad y resulta más costoso; para

las piezas de gran volumen la masa propia del medio de calefacción se vuelve prohibitiva.

b) El estado de la superficie de las piezas después del calentamiento tiene gran importancia tanto desde el punto de vista del aspecto final y de la presentación de las piezas, como del de su acción sobre el enfriamiento durante el temple y de su influencia eventual sobre las propiedades mecánicas.

La oxidación y el estado de la limpieza de las superficies influyen sobre el aspecto y el poder enfriador del baño de temple.

La decarburación modifica el límite elástico de la epidermis de la pieza [1], obrando así sobre la dureza superficial y la resistencia a los esfuerzos alternados o resistencia a la fatiga.

Es necesario *no confundir oxidación con decarburación*, como se hace frecuentemente; también se confunde a menudo medio reductor con medio carburante: sin embargo en el primer caso se trata del sistema Fe-O- medio ambiente y el segundo del sistema Fe-C- medio ambiente.

Tal como lo mostramos en el estudio de la decarburación del acero por los gases [2] y de la decarburación por los baños salinos [3], existe, a una temperatura determinada, una relación de equilibrio entre la concentración x en producto carburado (CO, CN, $C^m H^n$) del medio ambiente y el porcentaje en carbono y del acero; de manera que según el valor de y y de la temperatura θ, un mismo medio puede ser carburante o decarburante. La simple consideración de este equilibrio muestra que para que un medio (atmósfera gaseosa o baño fundido) no sea decarburante para un acero de y % de C, es necesario que sea carburante para todos los aceros de porcentaje en carbono inferior a y. En particular el nitrógeno y el hidrógeno, que

---

(1) En la inmensa mayoría de los casos hay disminución del límite elástico, de la dureza y de la resistencia a la fatiga, pero la decarburación de los aceros austeníticos puede por el contrario originar una endurecimiento martensítico.

(2) A. Portevin. *Rev. Mét.* VII, 859, 1910.

(3) A. Portevin *C. R.* CLVIII,1025, 1914.

son neutros o reductores desde el punto de vista de la oxidación del hierro, son decarburantes, sobre todo húmedos (1).

Pero así como un metal atacable termina por resistir a la corrosión química gracias a la protección constituída por los productos de reacción formados en la superficie de ataque, los aceros en un medio oxidante pueden, por la formación de una película oxidada, ponerse al abrigo de la acción ulterior y en particular de la decarburación, de manera que la *decarburación puede ser netamente menor en medio oxidante que en medio reductor decarburante* en el cual no puede formarse ninguna capa químicamente aisladora.

Además de estas acciones químicas que modifican el estado de la superficie puede haber adherencia de diversas materias arrastradas, tales como el óxido formado en la superficie de los baños de calentamiento de plomo fundido (2).

Al emplear los baños de sales es necesario recordar los distintos inconvenientes posibles con ciertas mezclas: descomposición espontánea al cabo de un cierto tiempo (sobre todo con las mezclas de nitratos y nitritos alcalinos utilizadas a temperaturas de régimen muy elevadas); desprendimientos de vapores incómodos o nocivos, que obligan a utilizar hornos cerrados (cianuros, plomo fundido); arrastre y pérdida de sales, sobre todo con las mezclas insuficientemente fluídas y las piezas de forma complicada (así, no se emplean los baños de sales para el calentamiento de las piezas huecas si las cavidades son estrechas); por el contrario, los metales fundidos no mojan.

Finalmente los baños fundidos plantean el problema del recipiente, el que debe ser conductor y ofrecer resistencias mecánica y química a temperaturas elevadas; se han logrado en este sentido progresos considerables: crisoles calorizados para

---

(1) Ciertas sales fundidas originan a temperaturas elevadas la pérdida de los elementos distintos del carbono, tales como el cromo de los aceros para herramientas.

(2) Se puede evitar la oxidación colocando en la superficie carbón de madera, pero es necesario un carbón de madera duro y con pocas cenizas, para que no se formen silicatos muy adherentes.

las temperaturas medias (revenido), recipientes de aleaciones de alto porcentaje de cromo, de cromo y de níquel con otros elementos (W, Si, Al, Ti, Mo, etc.), para las temperaturas elevadas (temple); para las temperaturas muy elevadas (temples de los aceros de corte rápido), es aún el hierro el de mayor duración, en piezas embutidas para evitar los defectos de fundición.

Para tener a la vez la fusibilidad, la fluidez, y la estabilidad química requerida es menester emplear varias mezclas salinas: una para los revenidos a base de nitratos y nitritos alcalinos utilizados entre 150 y 600º; otra, para el calentamiento antes del temple, a base de cloruros, fluoruros, carbonatos alcalinos, utilizados entre 750 y 900º; y finalmente para los aceros de corte rápido se recurre ya sea a los cloruros alcalino térreos (principalmente de bario), ya sea a los boratos y silicatos alcalinos [1].

3º *Dimensiones y masa, espacio ocupado, movilidad de los hornos*

Excepto en el caso de las piezas de dimensiones y forma tales que obliguen a la construcción de un horno especial (cañones, blindajes, etc.), el tratamiento puede ser organizado sea con numerosos hornos pequeños de poca masa, sea con uno o varios hornos importantes y macizos; esto depende en gran parte de la concepción del trabajo en el taller térmico y en la fábrica.

4.º *Medios de manejo y conservación y dispositivos mecánicos*

Hornos automáticos y continuos, hornos de solera giratoria, rotativos, basculantes, de carga mecánica, de arrastre de las piezas por cadenas, hélices, carros, vagonetas, hornos-túneles, etc.

5º *Condiciones del tratamiento, cantidad y naturaleza de las piezas a tratar, calidad del resultado y precio de costo de la operación.*

Las distintas características ante dichas deben ser examinadas con relación a las condiciones siguientes:

a) Uniformidad de temperatura en el espacio y en el

(1) Véase A. Portevin y V. Bernard, Congreso de Química Industrial de Barcelona, Octubre de 1929.

tiempo; precisión de la temperatura; posibilidad y facilidad de realizar una regulación automática. La precisión requerida varía según el género de tratamiento y la naturaleza de las piezas; en general, se exige más precisión para el revenido que para el temple, más para el temple de los aceros de herramientas que para otros; más para el recocido de coalescencia que para el recocido ordinario, etc. Estos factores dependen principalmente, como lo hemos dicho, de la masa del horno y de los procedimientos de calentamiento adoptados; en particular el calentamiento eléctrico por resistencia, o por inducción en una mufla, es el más apropiado para la regulación automática de las temperaturas (debe señalarse la regulación por punto de Curie en el calentamiento inducido en las muflas metálicas de composición elegida).

b) Rapidez de calentamiento, que depende de los mismos factores que los indicados en otro lugar para la velocidad de enfriamiento, o sea, particularmente, de la temperatura, de la naturaleza del medio de calefacción (gas, sales o metales fundidos), y del espesor y de la forma de las piezas. Debe ser examinada con respecto a la producción, a la forma de las piezas y a la naturaleza del acero (el riesgo de fisuras depende del acero y del estado en que se encuentre: bruto o forjado, recocido o templado; tiene su repercusión sobre la duración total del calentamiento y, por lo tanto, sobre la rapidez de producción del horno.

c) Flexibilidad del calentamiento, que depende principalmente de la masa del horno y del procedimiento de calefacción. Debe ser examinada en relación con la organización del trabajo y el género de operación: trabajo continuo o discontinuo, temperatura constante o variable, piezas semejantes o muy diferentes, etc.

d) Las condiciones de calentamiento de las piezas: calefacción uniforme (caso general) o localizada. Deben ser examinadas con respecto al procedimiento de calentamiento, al medio de calefacción, a la concepción del horno.

e) Alteración de las superficies del metal, especialmente por oxidación y decarburación (que dependen del medio de cale-

facción y de la temperatura). Debe ser considerada con respecto a la clase de piezas, a la precisión de su fabricación, a la naturaleza del metal, a la etapa de la fabricación en que se ejecuta el tratamiento (tratamiento final antes del montaje o uso, o tratamiento en el curso del trabajo).

La oxidación acentuada de las superficies exige frecuentemente sea un trabajo ulterior, sea un acabado con arena o un decapado; en ciertos casos hay que recurrir a hornos de atmósfera artificial (hidrógeno o nitrógeno más hidrocarburos).

f) La producción del taller, que depende no solamente de la naturaleza, de la concepción y de la precisión de los tratamientos, sino también de la organización del taller, de la forma y del volumen de las piezas.

g) Los gastos de explotación, que dependen no sólo del precio de los combustibles y de la mano de obra, de la organización del trabajo y de la concepción de las instalaciones, sino también de la naturaleza y de la precisión de los tratamientos y de los desechos de fabricación. Es necesario recordar, en la previsión de los precios de tratamientos, la intervención preponderante de este último factor, que es función de la naturaleza de las piezas y del género de fabricación; su influencia importante hace frecuentemente que sean preferibles los procedimientos de calentamiento costosos (calentamiento eléctrico, regulación automática de las temperaturas), debido a la economía realizada por la supresión de los desechos, la reducción de la mano de obra y la limpieza de las operaciones.

Las distintas condiciones a realizar definen lo que debe especificarse al encargar los hornos e instalaciones.

II. Baños de temple

Los más empleados son:

Agua, agua salada (15 % Na Cl o también 10 % Na OH); aceites: vegetales (colza, lino), animales (ballena) o mejor, minerales; metales (plomo, estaño); sales fundidas (para los aceros rápidos). El factor importante es la alteración del líquido con el uso o el tiempo que modifica sus propiedades, viscosidad, volatilidad, etc., por lo que resultan inconvenientes los aceites vegetales y animales.

Enumeremos simplemente algunas condiciones importantes de empleo y los tipos de aparatos de temple. Las condiciones son: la constancia y el contralor de la temperatura del baño y de la uniformidad de enfriamiento; agitación y circulación del líquido; enfriamiento del aceite (por circulación de agua en un serpentín sumergido en el baño, por mezcla con agua no calcárea, por aspersión y decantación por sifón, por circulación exterior del líquido de temple en un radiador enfriado por agua). Los aparatos de temple son: por aspersión (matrices, blindajes, temples locales, etc.), por circulación (importancia de la simetría y de la uniformidad de circulación del líquido y del equilibrado del enfriamiento para las piezas huecas), por circulación bajo presión (temple en el aceite de los engranages, etc.)

III. Medida de las temperaturas

Los pirómetros más empleados son:

Los pares termoeléctricos (platino, platino-rodiado, aleaciones a base de níquel, etc.) con galvanómetros o potenciómetros, preferentemente registradores (1), y los pirómetros ópticos de desaparición de filamento (Holborn y Kurlbaum).

Se puede también recurrir a los pirómetros que utilizan las radiaciones caloríficas (Fery) o luminosas, los puntos de fusión (conos y sales fusibles), la calorimetría, la dilatación, la resistividad, etc.

Hay que observar que no tiene absolutamente ningún sentido con respecto a la operación de temple especificar la temperatura a partir de la ambiente o del cero centigrado; sólo la temperatura de transformación tiene significado e importancia, y puede servir útilmente de referencia termométrica. Es lo que recomendamos durante la guerra (2) para la fabricación de obuses, aconsejando como referencia el punto A_1 (que puede

(1) Será útil registrar también el período de la apertura y del cierre de las puertas de los hornos.

(2) A. Portevin: *Comptes Rendus* del 31 de Diciembre de 1916, del 31 de Marzo de 1916 y del 31 de Octubre de 1916 presentadas a la Inspección permanente de las fabricaciones de Artillería.

servir, luego de un enfriamiento moderado, en los aceros ordinarios, para señalar los errores grandes de los aparatos pirométricos). Esto ha sido después sistematizado indicándose el punto de transformación en el calentamiento, sea por el método térmico mediante par y potenciómetro registrador (Hump-Method), sea por el método magnético (aparato crit-point, horno Wild-Barfield), sea por el método dilatométrico con el dispositivo Chévenard. La temperatura de temple se fija para cada pieza y penetración del temple, sea según un cierto grado del aparato por encima del punto crítico, sea según un intervalo de tiempo transcurrido, para una velocidad de calentamiento constante, después del pasaje por ese punto crítico.

Finalmente, se debe recordar que un aparato pirométrico indica siempre su propia temperatura y que es necesario satisfacer ciertas condiciones de empleo para realizar si no la igualdad de temperatura entre el cuerpo termométrico y la pieza a tratar, por lo menos una relación definida y constante entre las temperaturas de estos dos objetos.

El contralor de las temperaturas de calentamiento, base esencial en la práctica de los tratamientos térmicos, se completa con contralores de duraciones (duración del calentamiento y duración del temple; empleo de relojes y clepsidras, advertidores y registradores) de la entrada y de la salida de los productos (ensayos de dureza, de sonoridad, de termo-electricidad; en caso necesario ensayos magnéticos y macrográficos, contralor de las deformaciones, examen de las superficies), de temperatura y de presión de la alimentación de los baños de temple, de la composición química de los medios de calefacción (análisis de los gases y baños de sales, empleo de la madera y del papel como procedimiento aproximado y rápido para el examen de las atmósferas de los hornos) y de los baños de temple.

CAPITULO VII

RECOCIDO

El recocido es una operación térmica concebida para realizar el equilibrio químico y un estado estructural más cercano del equilibrio.

El revenido, operación examinada en el capítulo V, es solamente un caso particular del recocido, en el que se provoca un retorno hacia el equilibrio, pero dirigido en forma de conservar un efecto de endurecimiento, generalmente estructural. Se obtiene este resultado gracias a una temperatura no demasiado elevada, evitando la coalescencia, es decir, un encaminamiento hacia el equilibrio estructural; al mismo tiempo se atenúan notablemente las tensiones internas. En el recocido, por el contrario, se trata lo más frecuentemente de realizar el equilibrio estable bajo todas sus formas: química, estructural, y supresión de las tensiones internas; en ciertos casos se procura aún alcanzar un equilibrio todavía más estable (hacer maleables las fundiciones por grafitización, recocido de chapas para dínamos).

La diferencia entre recocido y revenido es pues muy a menudo sutil y a veces delicada; el recocido no es más que un revenido acentuado, sea por elevación de la temperatura, sea también por prolongación de su duración; se pasa de uno al otro sin demarcación neta, como sucede con las aleaciones livianas templables y, más generalmente, en el caso general de endurecimiento estructural o por precipitación (ver más adelante el capítulo IX). Para los aceros se puede considerar que la temperatura A_1 es la de separación entre revenidos y recocidos.

Circunstancias en que se recurre al recocido

El recocido tendrá pues como fin hacer desaparecer los estados fuera de equilibrio que resultan de los tratamientos anteriores, térmicos o mecánicos y, por lo tanto, consistirá en suprimir o en atenuar sus efectos. Es así que el recocido borra o atenúa:

1. — Los efectos de la solidificación:

Heterogeneidad química (desigual concentración de las soluciones sólidas): *recocido de homogeneización sobre productos tal como se obtienen al vaciarlos;*

temple durante la solidificación (estados metaestables o lábiles): *recocido de maleabilización por grafitización de las fundiciones blancas tal como resultan en el vaciado.*

2. Los efectos de temple:

recocido de ablandamiento de los productos templados, con el fin de facilitar su trabajo.

3. Los efectos de "écrouissage", que resultan de los tratamientos mecánicos a baja temperatura:

recocido de los productos que han sufrido el "écrouissage", para permitir la continuación de la operación.

4. Los efectos debidos a tensiones internas resultantes de desigualdades de enfriamiento, o de "écrouissage", es decir las deformaciones espontáneas o las que acompañan al trabajo:

recocido de estabilización sobre productos templados o que han sufrido un "écrouissage".

5. Los efectos de sobrecalentamiento:

recocido de regeneración o de afinado de la estructura de aceros sobrecalentados o brutos de vaciado.

Los fenómenos y las condiciones generales de recocido

Las condiciones que deben realizarse dependen del fin per-
esencial y característico, eligiendo como aplicación los aceros y
las fundiciones, pues ellos suministran ejemplos para todos los
seguido o, dicho de otra manera, de los fenómenos puestos en
juego. Las recordaremos muy brevemente en lo que tienen de
casos que consideramos.

I. *Disminución o supresión de las tensiones internas o esfuerzos latentes: recocido común.*

Es una modificación común que afecta el equilibrio mecánico o elástico interno; corresponde al *recocido antes del trabajo final de las piezas, para estabilizar las dimensiones.* El fenómeno puesto en juego es la deformación viscosa que sólo se hace sensible a partir de cierta temperatura, como consecuencia de una disminución suficiente del frotamiento interno, función exponencial de la temperatura absoluta, muy pequeño en la fusión.

Por lo tanto las condiciones a realizar son:

a) Calentamiento a una temperatura que exceda a aquella para la cual la velocidad de deformación viscosa comienza a hacerse sensible (por ejemplo por encima de 600º para los aceros ordinarios: temperatura de recristalización después del "écrouissage"), sin exageración, para evitar las deformaciones por viscosidad. Esta temperatura es independiente de los puntos de transformación si ellos existen y es en general, tanto más baja cuanto más fusible es el metal. Se puede adoptar la temperatura de recristalización (ver más adelante: III), pero esto implica modificaciones importantes en los productos templados o que han experimentado "écrouissage", mientras que se puede obtener una atenuación muy marcada de las tensiones internas a temperaturas que no modifican notablemente la dureza adquirida por "écrouissage" o temple [1].

b) Enfriamiento lento, de manera que se eviten las desigualdades de temperatura que pueden crear nuevas tensiones internas.

Este tratamiento común se aplica a todos los materiales sólidos, metálicos o no (ejemplo de recocido de vidrios; contralor por examen con luz polarizada).

---

(1) Ejemplo de los recocidos de estabilización de dimensiones de los calibres e instrumentos de precisión de acero templado, recocidos muy prolongados a baja temperatura (200 horas a 120º para los aceros con carbono; 500 horas a 150º para los aceros con cromo).

Hay que observar que toda transformación con cambio de volumen, reversible (A_1 de los aceros) o irreversible (grafitización de las fundiciones), puede generar tensiones internas (o deformaciones) aún en condición lenta, si no se opera simultáneamente en toda la masa de la pieza; por eso es deseable la homogeneidad, no solamente de composición química, sino también de constitución.

II. *Establecimiento del equilibrio físico-químico y aún del equilibrio más estable.— Recocido físico-químico.*

El equilibrio se establece tanto más rápidamente cuanto más elevada es la temperatura, de modo que siempre habrá interés, para acelerar y perfeccionar su obtención, en elevar la temperatura, y luego, una vez alcanzado, enfriar con una lentitud suficiente. Sin embargo en este proceso nos vemos detenidos por el fenómeno estructural del aumento del grano (ver más adelante: III), que limita la temperatura y la duración del recocido, a menos, lo que es posible en el caso de los aceros, de proceder después a un tratamiento de regeneración (ver más adelante: IV).

Además, en general, para evitar los efectos de temple, la velocidad de enfriamiento requerida para obtener el equilibrio químico final debe ser tanto menor cuanto más elevada sea la temperatura (ver precedementemente: curvas críticas de temple o curvas límites de recocido de los aceros), lo que constituye una complicación operatoria.

Los principales casos son:

a) *Recocido de los productos templados con el fin de permitir o facilitar el trabajo: recocido de ablandamiento.*

Las condiciones más frecuentemente adoptadas son: el calentamiento por encima del punto de transformación, con velocidad de enfriamiento inferior a la velocidad de temple correspondiente, o el revenido tendiendo al máximo de ablandamiento (ver en el estudio del revenido de los aceros las condiciones de máximo ablandamiento).

Algunas veces, las condiciones económicas del trabajo exigen además la obtención de la coalescencia de los elementos

de estructura, es decir el encaminamiento hacia el equilibrio estructural (ver después: III).

b) *Recodido de los productos químicamente heterogéneos, tal como se obtienen en el vaciado (o forjados), para uniformizar las concentraciones de los elementos en solución sólida: recocido de homogeneización.*

Para realizar y acelerar la difusión, se calienta a una temperatura tan elevada como sea posible, pero por debajo de la temperatura de solidificación final (solidus ficticio), en forma de que se evite el quemado: esto depende de la composición química y del gradiente de concentración, es decir de la amplitud de las diferencias de concentración (intensidad de la segregación dendrítica) y de la finura de la estructura (ver el capítulo II).

Como un tal tratamiento determina el sobrecalentamiento, debe ser completado con un segundo tratamiento de regeneración. Las variaciones térmicas deben ser realizadas en relación a la forma y el tamaño de las piezas, de manera que se eviten las fisuras.

c) *Recocido de los productos en equilibrio metaestable o lábil, con el objeto de obtener el equilibrio estable y conseguir la maleabilidad o las propiedades magnéticas: recocido de grafitización de las fundiciones* (y recocido de los aceros al silicio para chapas de dinamos y de transformadores).

Ver el capítulo VIII que está especialmente consagrado a ese tratamiento.

III. *Retorno o encaminamiento hacia el equilibrio estructural. Recocido estructural.*

El equilibrio estructural ideal sería aquel en que cada fase formara un cristal único; es inútil agregar que estamos muy alejados de tal estado que sintetizaría la doble tendencia a la aglomeración o coalescencia de los granos de una misma fase, y de las diversas partículas de una fase dispersa en otra. Esta doble tendencia se manifiesta de una manera muy sensible cuando nos hallamos suficientemente distantes del equilibrio estructural es decir cuando los granos y partículas son muy

finos (por ej., inferiores a 0,01 mm), de modo que las fuerzas capilares puedan actuar: hay entonces a la vez aglomeración y tendencia hacia las formas más aproximadas a la esfera.

a) *Coalescencia de los granos de una misma fase: recocido posterior al forjado, o recocido de recristalización*, cuyo objeto es restituir al metal su capacidad de deformación, es decir valores elevados de A, Σ, ρ.

No podemos exponer aquí los fenómenos de recocido posterior al "écrouissage", porque el tema es demasiado vasto; nos limitaremos a mencionarlos (1) indicando al respecto, que el "écrouissage" empieza a desaparecer a una temperatura θ_r (temperatura de recristalización, o de comienzo del recocido), función del metal (2) y del grado de "écrouissage" (3). Para temperaturas superiores a θ_r, el crecimiento de los granos se hace con una velocidad que aumenta rápidamente con la temperatura, y las dimensiones de los mismos tienden prácticamente hacia un valor límite, que se alcanza tanto más rápidamente cuanto más próximo se esté a la temperatura de fusión, cerca de la cual el fenómeno es casi instantáneo. El grosor de los granos después del "écrouissage" puede pues representarse en función de las dos variables principales: temperatura y gra-

---

(1) Ver, para más detalles, A. Portevin. La cristalización y la estructura de los metales y aleaciones. (Conferencia en la Société Chimique de France, 25 de febrero de 1927).

(2) Esta temperatura es tanto más elevada cuanto menos fusible es el metal y, como método mnemotécnico, hemos indicado la regla siguiente, valedera con una aproximación de cincuenta grados, para los metales con un "écrouissage" mediano: temperatura absoluta de recristalización = ½ temperatura absoluta de fusión.

(3) Otros factores influyen, sobre todo las impurezas, el modo de realización y la temperatura del "écrouissage", la duración del calentamiento, el grado de finura de la estructura antes del "écrouissage".

do de "écrouissage" (reducción de la sección referida a la sección inicial), por diagramas como los de las figs. 50 y 51 (1), esta última según F. Lucek.

Esos fenómenos se observan igualmente sobre metales pulverizados y comprimidos, sobre los depósitos electrolíticos de metales, y sobre diversos metales, entre ellos el hierro, después de ciertas transformaciones polimórficas (ver más adelante: IV). Habría que considerar además los fenómenos de desarrollo anormal y de orientación de las partículas cuando el "écrouissage" o la temperatura de recocido no son uniformes, es decir, cuando existe un gradiente de temperatura o de "écrouissage", o los dos a la vez (2).

De cualquier manera, se puede afinar el grano mediante un "écrouissage" seguido de recocido a una temperatura superior y vecina a θ_r y, por el contrario, se puede obtener una estructura gruesa (sobrecalentamiento) por recocido exagerado o después de ciertos valores del "écrouissage" o "écrouissage" crítico.

Ese aumento de volumen del grano es irreversible, sólo puede ser destruído por un nuevo "écrouissage", es decir por deformación y no por el tratamiento térmico aislado, excepto el caso de transformaciones polimórficas indirectas (ver más adelante: IV).

Por lo contrario, la presencia de partículas de una segunda fase se opone al aumento de volumen de los granos, formando así una barrera al desarrollo de los individuos cristalinos; de este modo la cementita perlítica se opone al aumento del grano α (ferrita) en los aceros dulces por calentamiento de-

---

(1) Pequeñas cantidades de impurezas pueden tener una influencia notable sobre la recristalización: así un alto grado de pureza puede acrecentar notablemente la velocidad de recristalización y disminuir notablemente la temperatura del principio de la recristalización: por ejemplo, eso ocurre con el aluminio extrapuro, lo mismo que con las aleaciones aluminio-magnesio extrapuros.

(2) Para más detalles ver A. Portevin: La cristallisation et la structure des métaux et alliages, (obra citada).

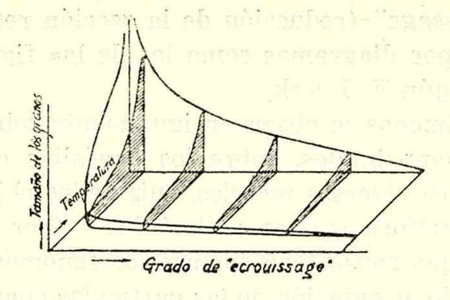


Figura 50

800°
700°
600°
Temperatura de calentamiento
2000 1500 1000 μ²
2500
3000
3500
4000
500 μ²
TAMAÑO DE LOS GRANOS POR RECRISTALIZACION POR CALENTAMIENTO DESPUES DE DEFORMACION EN FRIO PARA EL ACERO DULCE DE C = 0.18%
VALIDO PARA LOS ACEROS DULCES
Reducción de sección
10% 20% 30% 40%

Figura 51

bajo de A_1, y la cementita proeutectoide se opone al aumento del grano γ (austenita) a alta temperatura, es decir, al sobrecalentar. Es así que se puede, al templar o al recocer, calentar a alta temperatura los aceros hipereutectoides con cementitas especiales difícilmente solubles, tales como aquellas con W, Cr, Mo, V, por ejemplo los aceros de corte rápido.

b) *Coalescencia en una mezcla de dos o varias fases: recocido de ablandamiento máximo.* El ejemplo, que por otra parte puede generalizarse fácilmente, es el de la obtención, en los aceros, de cementita y perlita globulares, forma estructural con partículas de cementita redondeadas (ver fig. 29 del capítulo II), procurando un ablandamiento acentuado y tanto más cuando más gruesos son los glóbulos. Es el recocido de ablandamiento previo al trabajo de los aceros carburados extra-duros (aceros para herramientas, para rulemanes, etc.) Como hemos dicho en el capítulo II, esta coalescencia se debe a la intervención de las fuerzas capilares, de lo que se deduce que la solubilidad mutua de las fases es función del radio de curvatura de las partículas de la mezcla fina.

La coalescencia puede obtenerse por tres procedimientos ya indicados en el capítulo II:

1) por calentamiento en el dominio de equilibrio de las fases, es decir, en el caso de los aceros, por debajo de Ac_1. La coalescencia crece con la elevación de la temperatura y la duración del calentamiento; el "écrouissage" previo y sobre todo la finura inicial de las partículas (caso de las mezclas ultrafinas, troostita o sorbita, que provienen de estados inicialmente templados) la favorecen. En realidad no se manifiesta bien si no se parte de estados iniciales con "écrouissage", forjados o templados y si no se calienta cerca de Ac_1.

2) por el enfriamiento a través del intervalo de transformación, es decir durante la formación de la cementita y de la perlita, lo que implica un calentamiento a una temperatura θ_c superior a Ac_1.

Si nos referimos al diagrama que representa el estado final en función de la temperatura de calentamiento $\theta_c > Ac_1$ y de la velocidad V de enfriamiento (diagrama de las curvas características del temple, fig. 38 del capítulo IV), se puede decir que en la zona de los estados de recocido por debajo de la curva crítica de temple, la coalescencia de la cementita obedece a leyes análogas a las del temple físico-químico, es decir está bajo la dependencia recíproca de θ_c y de V; se encuentra favorecida por la disminución de esos dos factores. Es eviden-

te que una vez franqueada la zona de transformación, las condiciones de enfriamiento no tienen mayor importancia, como ya lo hemos indicado (cap. IV).

3) por oscilaciones de la temperatura a través de la zona de transformación, proceso similar al empleado en las cristalizaciones salinas para aumentar el tamaño de los cristales. Es el mejor procedimiento para provocar la coalescencia de la cementita: hay disolución de las partículas finas durante los períodos de temperatura creciente y precipitación sobre las partículas subsistentes, cuando la temperatura desciende. Pero como ese proceso es de difícil realización industrial se procede por recocido con enfriamiento lento.

El fenómeno de la coalescencia en los aceros depende de tres factores ligados entre sí: velocidad de difusión del carbono en la zona de transformación, velocidades de cristalización (espontánea y lineal) de la cementita, y velocidad crítica de temple; hay pues una dependencia inversa entre la aptitud a la coalescencia y el poder de temple: en particular se observa para las composiciones eutectoides, un máximo de poder de temple y un mínimo de capacidad para la coalescencia (es así como durante la coalescencia por recocido de los aceros al cromo hipereutectoides se comprueba, cuando hay decarburación superficial, la existencia de una zona con perlita laminar sin coalescencia y más dura). Las inclusiones finas que actúan como núcleos de precipitación de los constituyentes proeutectoides y en particular de la cementita, facilitan la coalescencia, pero la hacen irregular, porque la misma es más difícil en las regiones situadas entre las inclusiones; igualmente obra la finura de la estructura puesto que hay precipitación preferencial en las juntas de los granos.

Este estado de coalescencia o de recocido estructural es el que corresponde al ablandamiento por recocido de las aleaciones cuyo endurecimiento fué obtenido por temple estructural o endurecimiento por precipitación; las aleaciones livianas de aluminio templables son el ejemplo más antiguo y más importante; examinaremos en detalle esos procesos en el capítulo IX.

IV. *Transformación polimórfica: recocido de regeneración o de afinado de la estructura de los aceros.*

Este tratamiento que hasta el presente es *particular de los aceros y productos ferrosos que poseen la transformación A_3, es decir, que pueden ser llevados del estado α al estado γ por calentamiento,* ha sido considerado ya en el capítulo II y representado esquemáticamente por la figura 28. No volveremos pues sobre este asunto y nos limitaremos a recordar que:

a) el tratamiento de regeneración térmica corresponde a un calentamiento por encima de Ac_3 sin exceso de temperatura ni de duración, porque entonces existe de nuevo la tendencia al aumento del grano γ, es decir, sobrecalentamiento. Por razones análogas es conveniente acelerar el enfriamiento.

b) el pasaje por el estado γ es la condición necesaria de multiplicación, y por lo tanto de afinado del grano. Si se calienta entre A_1 y A_3, solamente una parte del acero pasa al estado de solución γ, y es ésta la única que se regenera con grano fino. Se tiene así una mezcla de granos finos (en el lugar donde existía previamente la solución sólida) y de granos gruesos. Esto se acentúa por una concentración desigual de los elementos en solución sólida (segregación dendrítica), que hace variar la posición de A_3 de un lugar a otro del acero; esta heterogeneidad persiste y puede ser acentuada por tratamiento (ingotismo). Es conveniente entonces hacer preceder el tratamiento de regeneración por un tratamieno de homogeneización (ver II b).

c) si nos referimos a lo dicho en los capítulos II y V sobre la influencia de los elementos especiales vemos que los aceros con una fuerte proporción de Ni y Mn, que están en el estado γ en el ambiente (aceros austeníticos), y que los aceros con fuerte proporción de Cr, Si, Al, etc., que no poseen estado γ en caliente (aceros ferríticos), no pueden ser regenerados por tratamiento térmico; es necesario pues para esas aleaciones evitar con cuidado el sobrecalentamiento y todo aumento del grano el cual no se puede remediar térmicamente.

Observación general referente a las condiciones óptimas de recocido.

En la ejecución del recocido no hay que olvidar que los efectos deseados están subordinados a la ejecución correcta de dicho tratamiento; aún sin intervención de los accidentes químicos y físicos (decarburación y oxidación de las zonas superficiales, deformaciones y fisuras durante el calentamiento, etc.) un recocido mal hecho puede producir un efecto contrario al buscado. Es así como:

1º durante el recocido de homogeneización de las soluciones sólidas, la exageración de la temperatura de recocido al alcanzar la del solidus provoca al contrario, por fusión parcial, una acentuación de la heterogeneidad (quemado).

2º durante el recocido de estabilización de las dimensiones o recocido de destrucción de las tensiones internas, un enfriamiento demasiado rápido puede por el contrario engendrar nuevas tensiones internas (temple común) y hasta deformaciones si hay exageración de temperatura.

3º durante el recocido de ablandamiento sea por retorno al equilibrio físico-químico, sea por encaminamiento hacia el equilibrio estructural (coalescencia), una velocidad de enfriamiento o una temperatura de calentamiento demasiado elevadas pueden originar al contrario efectos de temple físico-químico o estructural con endurecimiento (particularmente después del recocido físico-químico de los aceros auto-templables o después del recocido de coalescencia de los aceros duros al cromo).

4º durante el recocido de los productos que han sufrido un "écrouissage" previo, con objeto de restituirles el alargamiento de ruptura A o la resiliencia ρ, una exageración en la temperatura (un recocido en las zonas críticas) puede al contrario, por efecto del sobrecalentamiento o del quemado (aumento anormal de las partículas), hacer disminuir esas características haciendo el producto frágil o impropio para la continuación del trabajo en frío.

5º durante el recocido de regeneración por afinado del

grano de los aceros, todo exceso de temperatura o de duración del calentamiento puede provocar el sobrecalentamiento, es decir un efecto inverso del esperado.

6º En fin, durante el recocido efectuado para hacer maleable la fundición, como se verá más adelante, una temperatura demasiado elevada del recocido, al originar grafito grueso y de tendencia laminar, y sobre todo cualquier aceleración en la velocidad de enfriamiento, al producir nuevamente cementita y perlita, se oponen por el contrario a la obtención de la maleabilidad deseada.

También los tratamientos de recocido preliminar al temple, a menudo muy útiles, pueden, por el contrario, ser perjudiciales si no son ejecutados en condiciones convenientes y ésto no sólo para las propiedades mecánicas, sino también para las propiedades magnéticas. Es así como antes del temple, un recocido prolongado a la temperatura de 750 - 800º puede perjudicar las propiedades magnéticas del acero para imanes al cromo (1 - 1,5 % C, 3 % Cr) mientras que un recocido corto a 1000º seguido del enfriamiento en el aire puede regenerar un acero deteriorado [1].

---

(1) En estos fenómenos interviene una serie de factores que hemos debido dejar de lado, principalmente la repartición de elementos distintos del carbono entre las fases ferrita, cementita y austenita (la que se llama también: transformación de los carburos dobles).

CAPITULO VIII

MALEABILIZACION DE LAS FUNDICIONES

I. *Nociones generales sobre el doble equilibrio y la grafitización de las fundiciones. — Influencia del grafito.*

La existencia de las fundiciones grises y de las fundiciones maleables (maleabilizadas por recocido), que contienen todo o parte del carbono al estado de grafito, ha conducido desde hace tiempo, a la noción de un equilibrio hierro-grafito, Fe-Cg, más estable que el equilibrio hierro-cementita, $Fe\text{-}Fe^3C$, y a la concepción de dos diagramas de equilibrio (fig. 52) que explican de una manera satisfactoria los hechos señalados. Esta interpretación admite que la fase cementita Fe^3C es menos estable que la fase grafito, o sea es *metaestable o lábil.*

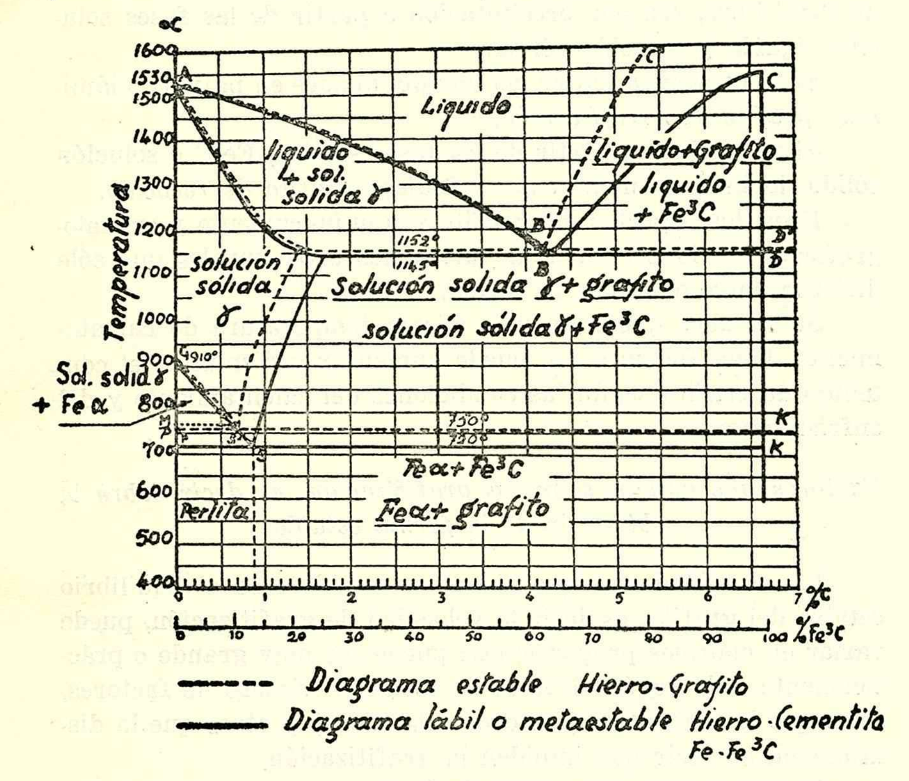
El diagrama hierro-grafito es enteramente análogo, por la disposición de sus líneas, al diagrama hierro-cementita y basta, para describirlo, reemplazar la fase cementita por la fase grafito.

Si se superponen los dos diagramas, estable y metaestable (fig. 52), se observa que sólo difieren en las líneas que limitan los dominios que contienen las fases Fe^3C y grafito: las líneas estables que limitan los dominios con grafito, están respectivamente por encima o a la izquierda de las líneas metaestables o lábiles que limitan los dominios con Fe^3C.

Las fases "solución líquida" y "solución sólida" son comunes a los dos diagramas y la fase lábil Fe^3C se produce cuando en el enfriamiento, hay *sobrefusión o sobresaturación, con relación al grafito, de las fases: solución líquida o sólida;* es necesario en efecto, que se atraviesen sin modificación las líneas

estables, en el enfriamiento, para alcanzar las líneas metaestables o lábiles que deben pues, encontrarse por debajo de las primeras.

El aumento de la velocidad de enfriamiento tiende pues a aumentar la cantidad de la cementita *si se parte de un estado que contiene carbono en solución*, líquida o sólida. Para obte-



Nota: Para simplificar, se han suprimido las líneas correspondientes a la existencia de las fases solución sólida α y la solución δ.

Figura 52

ner una fundición blanca, partiendo de una fundición gris, es necesario disolver todo el grafito, es decir pasar por la fusión; pero mediante simple calentamiento por encima de A_1, se puede llevar parte del grafito a solución sólida y, por enfriamiento conveniente, obtener un incremento en el contenido de Fe^3C.

Inversamente, todo aumento de la permanencia y, por lo tanto, todo retraso en el enfriamiento, por debajo de la línea quebrada C'B'E'S'P' que limita los dominios de la fase grafito, tiende a acrecentar el contenido en grafito mientras no se alcanza el equilibrio estable.

Este grafito se produce entonces, sea por descomposición de Fe^6C libre, sea por precipitación a partir de las fases solución líquida y solución sólida.

Si se produce a partir del líquido, lo hace en pajillas o láminas: *grafito de solidificación.*

Si se produce a partir de las fases sólidas, Fe^3C o solución sólida, lo hace en montones o nódulos: *grafito de recocido.*

Esos dos aspectos del grafito son químicamente y cristalográficamente idénticos. Son variedades estructurales que sólo difieren entre ellas por la forma.

Se ve pues que para una misma temperatura de calentamiento, haya fusión o no, puede aumentar o disminuir el contenido de grafito según las condiciones del calentamiento y del enfriamiento.

Factores que actúan sobre la grafitización, es decir sobre la obtención de la forma estable

La velocidad con que tiende a establecerse el equilibrio estable del grafito, es decir la velocidad de grafitización, puede variar en enormes proporciones: puede ser muy grande o prácticamente nula según el valor de un gran número de factores, unos que la aumentan (factores catalíticos) y otros que la disminuyen, es decir que impiden la grafitización.

Vamos a enumerar los principales:

A. *Factores que favorecen la grafitización:*

1. Elevación de temperatura y lentitud de enfriamiento;
2. Contenido de carbono;
3. Contenido de Si, Al, Ni, Ti, Ca, etc.;
4. Presencia de grafito y de inclusiones;
5. Finura de la estructura y grado inicial del temple.

B. *Factores que impiden la grafitización:*

6. Contenido de Mn y S; la acción simultánea de esos dos

elementos se anula siempre que haya formación de sulfuro de manganeso;

7. Contenido de Cr, Mo, Sn, etc.

Inversamente todo incremento en la velocidad de enfriamiento V y toda disminución de los factores 1, 2, 3, 4 y 5 dificulta la grafitización.

Intervienen igualmente la atmósfera gaseosa (contenido de CO y CO^2), la historia térmica de la fundición en el estado líquido, etc.

Esta multiplicidad de factores explica la influencia que ejercen sobre la grafitización las condiciones de fabricación o de fusión y la naturaleza de las materias primas o del lecho de fusión, influencia que se ha indicado con el nombre de herencia de las fundiciones; es así como las fundiciones (y también los aceros) preparados en horno eléctrico parecen tener una mayor tendencia a la grafitización; inversamente la ausencia de grafito en el lecho de fusión (compuesto de acero o de fundiciones blancas) tiende a disminuir la tendencia a la grafitización.

Si nos limitamos a los factores más importantes y siempre presentes, contenido de Si, de C, de Mn, temperatura θ y velocidad de enfriamiento V, vemos que :

1. En los productos pobres en carbono (aceros), no hay jamás grafitización, excepto en circunstancias excepcionales (contenidos muy elevados de Si y recocidos anormales).

2. En los productos muy ricos en carbono (fundiciones hipereutécticas), hay siempre grafitización en la solidificación y el grafito primario en grandes láminas se eleva como espuma y escapa a la atmósfera de modo que no se puede conservar el alto contenido de carbono, salvo si existe mucho Mn que impida la grafitización (Spiegels).

3. En los contenidos medios de carbono (fundiciones hipoeutécticas) hay grafitización o no en la solidificación, según los contenidos de Mn, Si, y C; siendo el Si el más activo en los casos corrientes.

En general, la grafitización que se produce a las temperaturas elevadas en que el sistema obedece al diagrama estable,

va disminuyendo cuando la temperatura baja para ajustarse al diagrama lábil.

Si no hay grafitización en la solidificación, se obtienen *fundiciones blancas,* que son la continuación natural hacia los altos contenidos de carbono de los aceros hipereutectoides por adición de un exceso de cementita; si hay grafitización en la solidificación, se obtiene una *fundición gris* con grafito de solidificación en pajillas y solución sólida γ. Esta solución sólida continúa separando grafito hasta una temperatura variable con el valor de los factores de grafitización, en la que abandona el diagrama estable y da, según su contenido en carbono en ese momento:

sea cementita y perlita,

sea perlita,

sea ferrita y perlita.

Se obtienen así pajillas de grafito incrustadas en un acero que es eutectoide (fundiciones perlíticas), hipereutectoide o hipoeutectoide, según la época en la cual cesó la grafitización, es decir, el abandono del diagrama estable.

Si esta grafitización cesa en el curso de la solidificación, una parte de la fundición se solidifica según el diagrama lábil de las fundiciones blancas y resulta una fundición truchada, mezcla de fundición gris y de fundición blanca.

De este examen muy simplificado (1), deduciremos dos consecuencias importantes: el poder de temple de las fundiciones y la constitución de las fundiciones.

1º) *Poder de temple de las fundiciones.* La fundición blanca, en condición metaestable o lábil, es un estado templado frente al estado más estable de las fundiciones grises, y de acuerdo con lo que acabamos de expresar, una misma fundición líquida puede, en principio, según las condiciones de enfriamiento, dar origen en la solidificación a una fundición blanca, a una fundición truchada o a una fundición gris; se obtendrá

---

(1) Ver para más detalles, A. Portevin, ***Aperçu sur la métallographie des fontes*** **(Introducción al volumen "La Fonte" de G. Collet y P. Dibos, Paris Baillière, 1931).**

esta serie haciendo disminuir la velocidad de enfriamiento durante la solidificación; la velocidad a que aparecerá el grafito de solidificación (o inversamente, a la cual aparecerá la fundición blanca) caracterizará *el poder de temple en la solidificación de la fundición líquida considerada.*

El medio más fácil de hacer variar la velocidad de enfriamiento consiste en modificar el espesor de las piezas vaciadas; es también el medio más significativo y de interpretación más fácil en la práctica porque el espesor es el factor principal que diferencia entre sí las piezas de una misma vaciada.

Se vacían pues *ejemplares de temple,* formados en general por una serie de barras cilíndricas de diámetros crecientes o por una barra de sección en forma de cuña o en forma de escalera; a veces se vacía también una barra de sección rectangular en contacto con una placa metálica (enfriador): fabricación de piezas de fundición templada en molde metálico. En la rotura, las piezas procedentes de regiones delgadas o enfriadas rápidamente son blancas y se observa así su importancia relativa. Esta importancia, que caracteriza el poder de temple, depende de todos los factores de grafitización de la fundición líquida considerada, es decir no sólo de la composición química, sino también de la temperatura de vaciado y de la historia térmica en el estado líquido.

En la práctica corriente, los dos factores más importantes que sirven para regular el poder de temple son los contenidos de carbono y de silicio; de modo que para un contenido de carbono más o menos constante (ejemplo de fabricación en el cubilote de pequeñas piezas de fundición maleable por decarburación), se aprecia aproximadamente el contenido de silicio con ensayos de temple (ver fig 53). En la fabricación de piezas de fundición templada (ejemplo de los cilindros de laminadores y de ruedas), el poder de temple tiene una gran importancia porque es el que define la profundidad del temple, es decir el espesor de fundición blanca en superficie. Se la puede regular mediante el agregado de silicio o, inversamente, con la adición de óxido de hierro (batiduras) que oxida el carbono y el silicio sin disminuir la temperatura de la fundición líquida.

2º *Constitución de las fundiciones.* En primera aproximación la fundición puede ser considerada como un acero que contiene un exceso de carbono en forma de cementita (carbono combinado C_c) o de grafito (carbono libre o grafítico C_g), de lo que resulta la concepción muy simplificada:

acero hipereutectoide más cementita = fundición blanca (carbono total $C_t = C_c$)

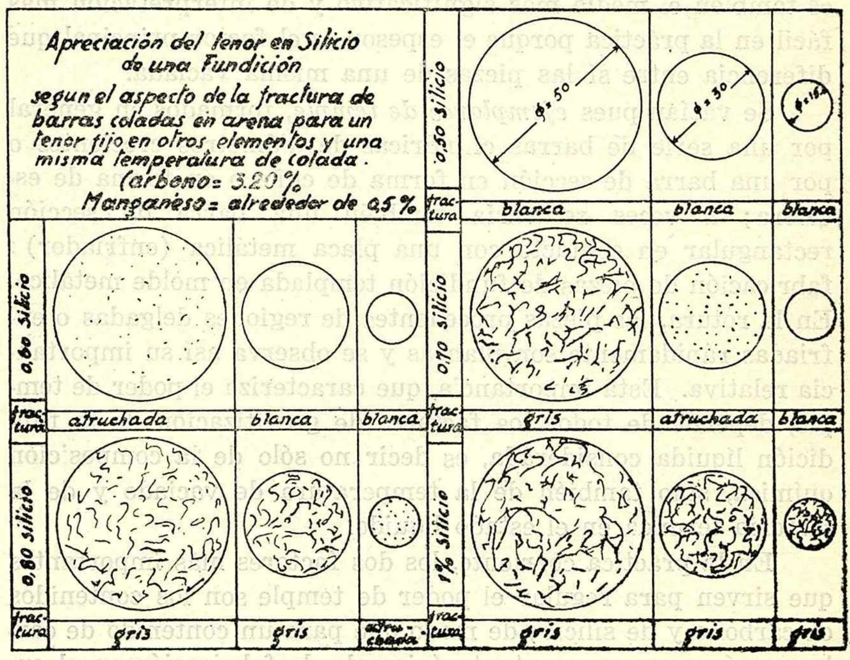


Figura 53

acero más grafito de solidificación = fundición gris
acero más grafito de recocido = fundición maleable.

Se tendrá una idea de las propiedades de esos productos al considerar las del acero de base modificadas por la incorporación del constituyente suplementario. Este acero de base puede ser, en principio, un acero ordinario o especial, un acero recocido o tratado (templado o revenido). Pero, desde que consideramos sólo la maleabilidad, el acero de base más indicado será el acero dulce sin carbono, es decir sin cementita ni perlita.

En cuanto al constituyente suplementario, no puede ser otro que el grafito de recocido en nódulos, excluyendo no sólo la cementita dura y frágil, sino también el grafito de solidificación. Este último hace el efecto de entalladuras agudas interiores que determinan la rotura sin deformación, es decir, quita toda la maleabilidad al acero de base, mientras que el grafito de recocido en nódulos actúa como pequeños agujeros (1), que no impiden la deformación. La deformabilidad, caracterizada por el módulo y por el alargamiento de rotura A, crece con la finura de las láminas de grafito.

En resumen, el grafito, constituyente sin cohesión, friable y untuoso, tiene una doble influencia:

a) *En todos los casos,* cualquiera que sea su forma, facilita el trabajo del acero de base; es una de las razones principales porque son utilizadas las fundiciones grises (grafito de solidificación en pajillas) y las fundicones maleables por grafitización (grafito de recocido en nódulos).

b) *Según su forma elimina la maleabilidad* (grafito en pajillas de las fundiciones grises) o *permite la deformación* (grafito en nódulos de recocido de las fundiciones maleabilizadas).

II. *Fundiciones maleables o maleabilizadas.*

El principio de esta fabricación es el de obtener, por moldeado, piezas a bajo precio, evitando el forjado costoso, produciendo al mismo tiempo un producto suficientemente maleable, de trabajo simple, y por lo tanto muy económico.

Para realizar una fusión fácil, y moldeados bien terminados, es necesario un producto suficientemente carburado, o sea una fundición (los máximos de fusibilidad y de facilidad en el vaciado corresponden al eutéctico que presenta a la vez la temperatura de fusión mínima y un intervalo de solidificación nulo).

---

(1) Es por eso que en los productos que contienen carbono únicamente en el estado de grafito de recocido, R decrece al mismo tiempo que A.

Para obtener la maleabilidad final, es decir un alargamiento suficiente, es necesario, de acuerdo con lo que acabamos de manifestar sobre la constitución y las propiedades de las fundiciones, que haya:

ausencia de cementita, luego recocido de grafitización, es decir, descomposición de cementita en ferrita y grafito de recocido, o

recocido de decarburación, que elimina el carbono.

La condición de trabajo fácil conduce a las mismas conclusiones, es decir a un producto que no contenga carbono o que lo contenga al estado de grafito.

El estado inicial después de la solidificación es por consiguiente: fundición blanca = cementita + perlita; todo el carbono está combinado.

El estado final después del recocido es: ferrita + grafito de recocido o "ferrita", sin carbono combinado.

Hay pues dos soluciones tipos para ese problema:

1. Llevar todo el carbono al estado de grafito de recocido en nódulos, es decir obtener ferrita + grafito de recocido, este último lo más fino posible. Es la fundición maleable americana o de "corazón negro" obtenida por *recocido de grafitización.*

2. Eliminar el carbono para obtener ferrita. Es la fundición maleabilizada europea o de corazón blanco, hallada por Réaumur en 1722 [1] y obtenida por *recocido de decarburación.*

La obtención de los estados ferrita + grafito de recocido y ferrita sola, constituye un resultado ideal, alcanzado algunas veces, pero al que se tiende siempre; el grado de maleabilidad y de facilidad de trabajo obtenidos dependen de la más o menos perfecta desaparición del carbono combinado (o cementita), recordando que:

---

(1) "L'Art d'adoucir le fer fondu ou l'art de faire des ouvrages de fer fondu aussi fin que le fer forgé".

la cementita es inaceptable en un producto industrial;
la perlita es tolerable en un producto industrial (1).

I. *Maleabilización mediante la grafitización* (proceso americano).

Normalmente en las fundiciones moldeadas hipoeutécticas, se tiene:

a) grafitización en la solidificación = grafito + perlita con o sin ferrita y cementita.

b) ausencia de grafitización en el estado sólido.

Se ve pues la dificultad, ya que se quiere invertir el orden habitual de las cosas, y obtener:

1º ausencia de grafitización en la solidificación(sin grafito en láminas).

2º grafitización en el estado sólido (grafito de recocido en nódulos).

Nos hallamos, pues, frente a condiciones que son en parte contradictorias y que encierran el problema dentro de límites relativamente estrechos.

La grafitización depende de tres factores principales: C %, Si % y temperatura θ (por consiguiente de la lentitud de enfriamiento).

Si se recuerda que la fusibilidad depende más del carbono que del silicio y que el elemento de grafitización más activo en el estado sólido es el silicio, se ve que:

1º para evitar el grafito de solidificación, estando determinado el enfriamiento de las piezas moldeadas por el espesor de las mismas, es necesario, para tener fundición blanca, limitar la proporción máxima de C + Si, de acuerdo con el espesor de las piezas.

2º para transformar el carbono combinado en grafito de recocido es necesario un contenido suficiente de silicio y un

---

(1) En la práctica subsiste a menudo la perlita, lo que disminuye el alargamiento A pero conserva valores un poco más elevados de la resistencia R y de la dureza Δ, lo que puede ser ventajoso para piezas con frotamiento (ejemplo, eslabones de cadena).

recocido realizado según una ley determinada para obtener la grafitización total con partículas de grafito lo más finas posibles.

De donde:

a) carburo relativamente débil: 2,5 % — 2,7 %, lo que puede obtenerse cómodamente en el horno de reverbero o en el horno eléctrico. En el cubilote [1] corrientemente no se obtiene en forma regular $C < 3\ \%$ con una temperatura de vaciado suficiente para colar las piezas (colabilidad).

b) silicio tan elevado como lo permita la condición de ausencia de grafito de solidificación. Debe variar en sentido inverso del carbono y del espesor de las piezas. Para obtener fundición maleable en el reverbero se pueden adoptar las reglas que se indicarán más adelante (fig. 55).

Descripción de los fenómenos de grafitización en el recocido de la fundición blanca

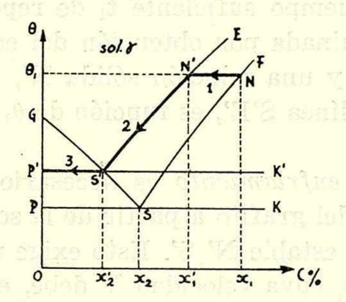
Sea una fundición blanca que contenga un porcentaje de silicio determinado; admitiremos que los fenómenos pueden ser representados por las líneas de dos diagramas: hierro-grafito y hierro-carburo de hierro, que han sido simplemente desplazadas por la presencia del silicio [2]. Sean S'E' y SE (fig. 54) respectivamente, las curvas de solubilidad o de saturación de la solución sólida γ por el grafito (línea estable S'E') y por la cementita (línea metaestable SE). Hay que advertir que el silicio desplaza ambas líneas hacia la izquierda y hacia lo alto del diagrama, pero sobre todo la línea estable S'E' (de modo que para 4 % Si el punto S' está muy próximo al eje de las ordenadas: $x'_2 < 0{,}1$).

1. *Durante el calentamiento la grafitización* por descomposición irreversible de la cementita $Fe^3C \longrightarrow 3\ F + C_r$ (gra-

(1) Se trata, naturalmente, de la marcha habitual de los cubilotes de las fundiciones, porque es posibble con dispositivos y marcha apropiados, tener $C = 2{,}7\ \%$ y aún menos.

(2) Mientras que, en realidad, habría que considerar los diagramas ternarios.

fito) puede efectuarse espontáneamente a cierta temperatura [1], función de la composición química, sobre todo de los contenidos de C y Si (ver el diagrama de la fig. 56), de la velocidad de calentamiento y del estado inicial (presencia de



1-2-3: trayecto del punto figurativo de la solución sólida.

Figura 54

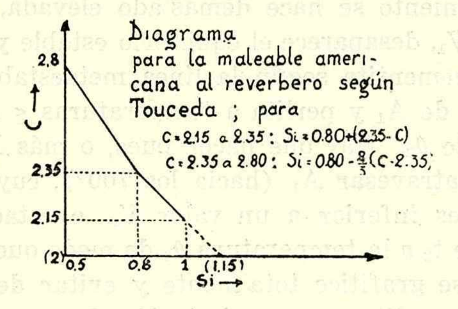


Figura 55

grafito, que inicia el fenómeno, y finura de la estructura), de modo que la grafitización puede haber comenzado o no cuando se alcanza la temperatura θ_1 fijada para el recocido.

2. *A temperatura θ_1 constante* la grafitización se produce o se prosigue por la desaparición de la cementita proeutec-

---

(1) Lo mismo que para las temperaturas de comienzo de revenido (capítulo V), las temperaturas indicadas para el comienzo de la grafitización espontánea son función de la propiedad o del carácter elegido para evidenciarla y de la sensibilidad de los procedimientos de determinación.

toide existente, de manera que se alcance el equilibrio estable correspondiente a la temperatura θ_1:

Solución γ de concentración x_1 + cementita proutectoide —» grafito de recocido + solución γ de concentración x'_1.

Al cabo de un tiempo suficiente t_1 de reposo a θ_1 la grafitización queda terminada por obtención del equilibrio estable que contiene grafito y una solución sólida N', cuya concentración x'_1, dada por la línea S'E', es función de θ_1 y del contenido de silicio.

3. *Durante el enfriamiento* es necesario realizar la separación progresiva del grafito a partir de la solución sólida de acuerdo con la curva estable N' S'. Esto exige un enfriamiento suficientemente lento, cuya velocidad V debe, en principio, decrecer a medida que la temperatura baja (incremento de las resistencias pasivas), hasta la temperatura θ_2 del punto S' en que la concentración de la solución sólida es x'_2. Si esta velocidad de enfriamiento se hace demasiado elevada, superior a un valor límite V_1, desaparece el equilibrio estable y la solución sólida deposita cementita según la línea metaestable NS si se está por encima de A_1 y perlita a temperaturas $\leq A_1$, es decir en la vecindad de θ_2. Hay que hacer pues, o más lento aún el enfriamiento al atravesar A_1 (hacia los 700º), cuya velocidad debe ser entonces inferior a un valor V_2, o estacionarse un tiempo suficiente t_2 a la temperatura θ_2 de modo que la solución sólida restante se grafitice totalmente y evitar de este modo la formación de perlita por precipitación de cementita eutectoide; en consecuencia se puede designar a t_2 como *la duración necesaria para la grafitización completa de la cementita eutectoide* mientras que t_1 *es la duración requerida para grafitizar completamente, a la temperatura* θ_1, *la cementita proeutectoide.*

Las condiciones térmicas del recocido se encuentran entonces definidas por:

a) La elección de la temperatura de recocido θ_1;

b) El conocimiento de la duración del recocido t_1 función de θ_1 y de las velocidades de enfriamiento límites V_1 o V_2 que no deben ser sobrepasadas, pudiendo ser caracterizada V_2 por la duración t_2 de la grafitización eutectoide (hacia los 700º).

Estos datos son función de la composición química y del

estado inicial, factores cuya influencia vamos a indicar muy someramente según Schwartz y Guiler, T. Kikuta, H. Sawamura, White y Gladhill, etc.

A. *Influencia de la composición química.*

Entre los elementos que se encuentran habitual u ocasionalmente en las fundiciones, se pueden distinguir dos categorías:

1. Los que favorecen la grafitización y, por lo tanto, bajan la temperatura θ_o del principio de la grafitización y aceleran esta última, es decir disminuyen t_2 y t_1, sin que esos tres efectos sean proporcionales; son por orden *decreciente* de influencia: Si, Al, Ni, y Ti, Cu, Co y P.

2. Los que se oponen o impiden la grafitización y, por lo tanto, incrementan θ_o, t_1 y t_2, hasta el punto de hacerlas superiores a todo límite fijado, cuando la dosis es suficiente. Son, por orden *creciente* de influencia: W, Mo, Mn, V, Cr y S.

Esta clasificación y el orden indicado dependen, naturalmente, de los contenidos, de las temperaturas, y de la presencia simultánea de otros elementos; por ejemplo, el efecto del azufre depende del contenido de carbono y, sobre todo, del contenido de manganeso; los elementos azufre y manganeso forman una fase, sulfuro, inactiva sobre la grafitización, de modo que los efectos de esos dos elementos se anulan o se compensan mutuamente hasta valores de Mn = 4 a 5 S para las fundiciones maleables habituales.

Si consideramos los elementos siempre presentes, C, Si, Mn, S y P, se puede decir que:

1º) La temperatura θ_o de grafitización espontánea al calentar, es función de los contenidos de *C* y *Si* como lo indica la fig. 56 (relativa a pequeñas barras vaciadas en moldes de fundición muy pura, calentadas a la velocidad de 250º/h.) A este respecto, *Si* es el más activo de los elementos, excepto frente al aluminio para contenidos inferiores a 1 — 1,5 % (Cu, Ni y Co tienen un efecto mucho menos señalado).

2º) La velocidad de grafitización de la cementita proeutectoide es poco afectada por las variaciones del contenido de carbono dentro de los límites corrientes, mientras que la dura-

ción t_1 de grafitización total a una temperatura θ_1 crece más o menos linealmente con el contenido de S, muy rápidamente con el contenido de Mn y decrece rápidamente cuando se hacen aumentar los contenidos de *P* y sobre todo de Si. Para Si, se **tiene** $t_1 = a_1 \, (Si)^{-b_1}$, en que a_1 y b_1 son funciones **de** θ_1 **y** de otros elementos (Kikuta).

3º) La velocidad de grafitización de la cementita eutectoide, calificada por la duración t_2, resulta más influída aún que t_1 por los diversos elementos; es así como para el silicio y el carbono se tiene $t_2 = a_2 \, exp \, (-b_2 x)$ en que x representa el contenido de esos elementos. La presencia de 1 % de Mn impide

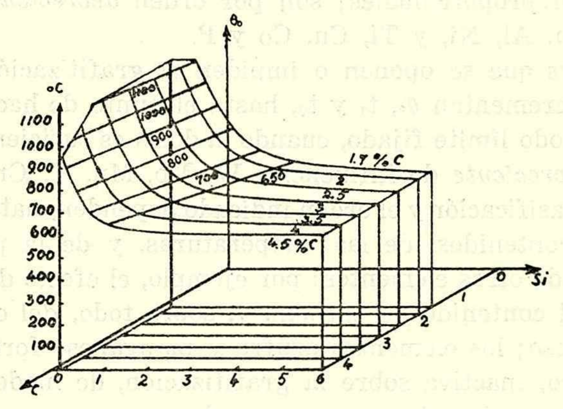


Figura 56

que la grafitización eutectoide sea total; la de 1 % de P la impide completamente; el efecto del azufre es todavía más notable que el del fósforo. A este respecto es conveniente tener Mn < 0,5, P < 0,3 y S < 0,1 %.

Entre los elementos especiales hay que señalar el cromo que detiene, prácticamente, la grafitización en el recocido, si su contenido es mayor que 0,25 %.

Habría que considerar también las influencias de los diversos elementos sobre la finura de la estructura; es así como entre los grafitizantes, el níquel y el titanio tienden a dar una estructura más fina que el silicio; pero para las fundiciones que grafitizan rápidamente como consecuencia de los contenidos elevados de Si, Al, Ti, Co o Ni, la forma del grafito tiende a

menudo a ser laminar, lo que debe ser evitado; por el contrario, una grafitización lenta produce el grafito en nódulos.

B. *Influencia del estado inicial.*

1º) La finura de la estructura aumenta la velocidad de grafitización, de modo que la solidificación rápida favorece la grafitización ulterior por recocido. Es así como mediante el recocido las piezas delgadas grafitizan más rápidamente; lo mismo ocurre con las piezas moldeadas en arena verde y, sobre todo, en molde metálico, comparadas con las piezas moldeadas en arena seca; de manera que se puede obtener en moldes metálicos un estado templado, es decir la fundición blanca, a partir de las fundiciones ricas en C y en Si, que en consecuencia grafitizarán luego muy rápidamente en el recocido.

Por ejemplo, para una misma fundición y una misma velocidad de calentamiento, la temperatura θ_0 del principio de la grafitización puede ser menor en 150º para el moldeo en moldes metálicos que para el moldeo en arena, y la duración t_1 puede ser reducida a la tercera parte.

2º) Por la misma razón es preferible vaciar a la más baja temperatura posible aumentando, si es necesario, la facilidad del moldeo por una ligera elevación del contenido de fósforo.

3º) Recordemos en fin la influencia precipitante de la presencia de grafito.

Frente a esta multiplicidad de factores que influyen sobre la aptitud de las fundiciones para la grafitización es necesario proceder por experimentación directa, ya sea por recocidos en condiciones determinadas (la grafitización se puede caracterizar por vía química, micrográfica, densimétrica, mecánica), ya sea por el análisis dilatométrico [1]. Dado el gran aumento de volumen que acompaña la grafitización, se puede utilizar

(1) A. Portevin y P. Chévenard. Analyse dilatométrique des matériaux: principes et premières applications (Bulletin de l'Association Technique de Fonderie, Mayo 1928, pág. 129).

también la *dilatación como procedimiento de contralor,* tal como lo hemos indicado [1] : basta emplear un pirómetro de dilatación, colocado junto a las piezas a recocer, que contenga como cuerpo pirométrico una pequeña barra *vaciada al mismo tiempo que las piezas a recocer;* el fin de la expansión a la temperatura de recocido adoptada indica que la grafitización está terminada a dicha temperatura; se puede así reducir al mínimo la duración del recocido y los gastos del calentamiento [2].

C. *Influencia de las condiciones térmicas del recocido.*

El recocido de grafitización debe obedecer a dos condiciones fundamentales:

1) Duración t de permanencia a la temperatura θ de recocido, suficiente para obtener la grafitización completa; esta duración varía según una exponencial de la temperatura absoluta, o sea $t = k \, exp \, [-B \, (\theta + 273)]$, donde θ es la temperatura centígrada, y k y B son las constantes función de la composición química, sobre todo del contenido de silicio. Es así como, para una misma fundición, t puede variar desde algunas horas, a unos 950 - 1000º, hasta varios centenares de horas a unos 750º.

Existe en consecuencia un evidente interés económico en elevar la temperatura θ de recocido con el objeto de disminuir la duración del calentamiento, pero, cuanto mayor es la temperatura de recocido, tanto mayor es la tendencia del grafito a hacerse de grano grueso (fenómeno general de coalescencia) y a tomar la forma laminar: la disminución de viscosidad del medio y el aumento de la velocidad de cristalización conducen hacia estructuras idiomórficas, fenómeno igualmente general [3].

(1) A. Portevin. Conferencia post-escolar en la Escuela Central (Junio 1931) y *Metal Progress,* Nov. 1931, p. 77 (*Dilatation bar to control anneal of white iron*).

(2) Se utilizarán cómodamente para ese objeto los dispositivos descriptos por P. Chévenard. *Rev. Mét.* XXIX, p. 442, Agosto 1932.

(3) La formación del grafito está acompañada por la destrucción del medio cristalino en el cual se genera (ver A. Portevin: Aperçu sur la structure des alliages dans *Traité de chimie minérale* de Pascal, tomo XII, pág. 70).

Se encuentra así, para el factor temperatura, una oposición entre el interés económico del aumento de la velocidad de grafitización y el inconveniente estructural que de ello resulta, oposición que ya hemos encontrado al considerar los otros factores de grafitización.

2) Alcanzada la duración requerida y por consiguiente obtenido el equilibrio estable a la temperatura θ, es necesario enfriar bastante lentamente para que se mantenga el equilibrio estable y el grafito se separe progresivamente y completamente de la solución sólida: de ahí la necesidad del enfriamiento tanto más lento cuanto más próxima esté la temperatura eutectoide, a fin de obtener la grafitización de la perlita a pesar de que las resistencias pasivas crecen al disminuir la temperatura.

Ejemplo: con C = 2,7 % y Si = 0,8 %, la velocidad de enfriamiento debe ser inferior a 20 grados/hora a 925º, e inferior a 4,5 grados/ hora hacia 750 - 700º.

Este recocido se efectúa en un medio no voluntariamente decarburante (la arena es demasiado oxidante, el coke granulado puede perjudicar por su azufre, las virutas de fundición son preferibles), pero, no obstante, el contenido en carbono puede quedar por debajo de 2 % en las piezas recocidas; hay entonces por decarburación superficial una débil zona de perlita (porque ya no se produce grafitización con pequeños contenidos de carbono, tales como los correspondientes a los aceros), dejando lugar a la ferrita, cuando se va hacia el exterior (ver los esquemas *A* y *B*, fig. 57). Es preferible, tanto para la decarburación como para la flexibilidad y la reducción de la duración del calentamiento, recocer sin empaquetado, directamente en un horno con atmósfera neutra y con regulación exacta de la temperatura, como puede obtenerse en los hornos eléctricos modernos.

Se obtiene así, cualquiera que sea el tamaño de las piezas, un producto maleable, muy fácilmente trabajable y bastante homogéneo, cuyo uso se ha desarrollado ampliamente en América primero y luego en Europa.

Las condiciones de recepción sobre muestras de 16 mm

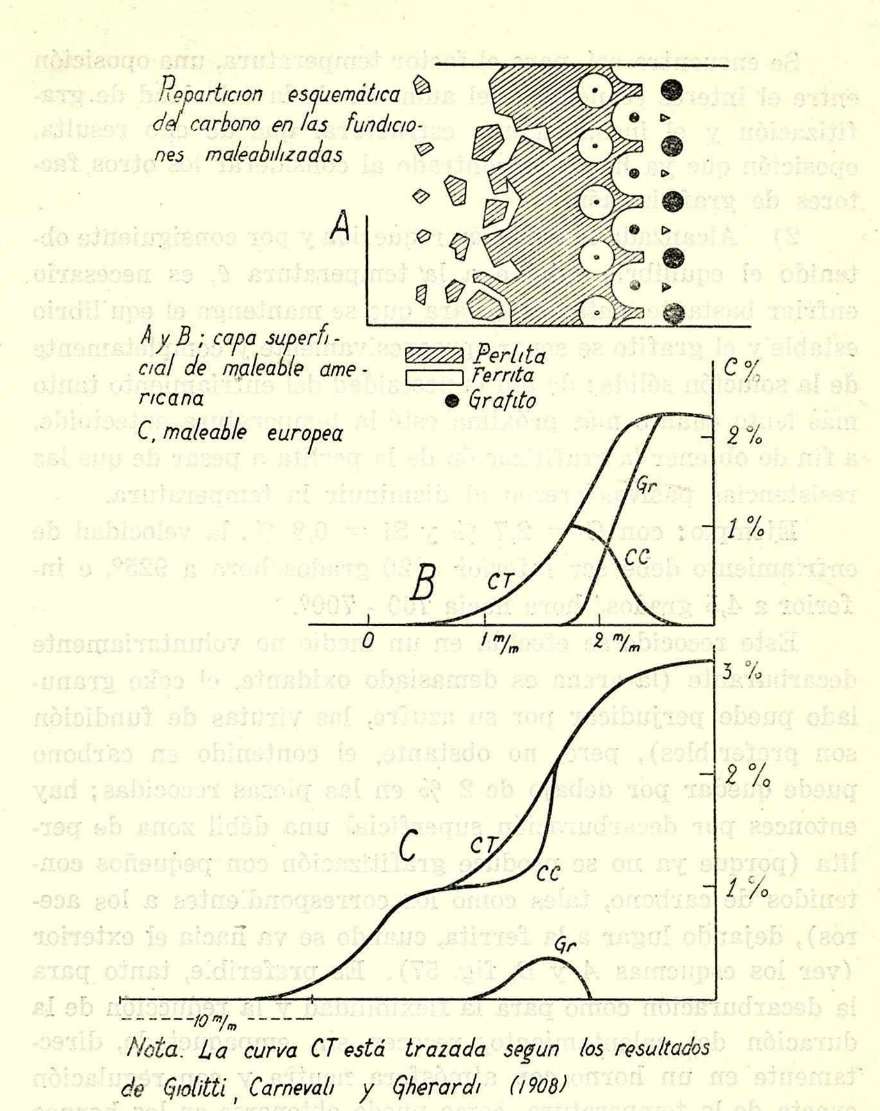


Figura 57

de diámetro, vaciadas y recocidas, indican A superior a 10 % sobre 50 mm, con R igual o superior a 35 kg/mm², llegándose hasta A = 20-25 % con R = 30-40 kg/mm².

Según lo que acabamos de expresar sobre la acción de los diversos factores de grafitización, se ve que es preciso disminuir la proporción de carbono para aumentar el contenido de

silicio, factor activo de grafitización. Por otra parte es necesaria una débil dosis de azufre [1], contenidos bien determinados de C y Si y una temperatura de vaciado suficiente para obtener colabilidad conveniente a pesar del contenido relativamente bajo de carbono; todas estas condiciones son difíciles de realizar en el cubilote. Se utilizarán pues con preferencia como procedimientos de fusión, el reverbero y el horno eléctrico, sobre todo la marcha en duplex: cubilote-horno eléctrico que asocian la fusión económica del cubilote y las facilidades de regulación química y térmica y de afinación del horno eléctrico.

II. *Maleabilización mediante la decarburación.*

El cubilote es un medio económico para el vaciado de las piezas muy delgadas de espesor del orden del milímetro, pero entonces el contenido de carbono debe ser, en general, próximo o superior a 3 % con el objeto de obtener la colabilidad necesaria y, según el espesor de las piezas, se debe limitar el contenido de silicio, para evitar el grafito de solidificación, a un valor que impide la grafitización fácil por recocido.

Desde Réaumur, se hacen maleables esas piezas mediante la decarburación obtenida por un recocido oxidante efectuado en las mezclas de los minerales de hierro. Este caso no es ya un tratamiento térmico, sino un tratamiento químico que realiza una operación inversa a la cementación, de modo que sólo diremos algunas palabras al respecto.

El medio oxidante está formado por mineral de hierro que contiene $Fe^2 O^3$ (hematita) cuyo poder oxidante se hace variar mezclando mineral usado al mineral nuevo en proporciones crecientes con el tamaño de las piezas. Hay interés en

---

(1) Este bajo contenido en azufre, difícil de obtener en el cubilote en razón del coke, no debe ser sin embargo demasiado bajo, en razón de la compensación, ya mencionada de la acción del manganeso siempre presente; de modo que en el caso de la fundición maleable debe preferirse el horno eléctrico ácido al básico, que es un desulfurante enérgico.

elevar la temperatura de recocido para acelerar la decarburación; a pesar de ello la operación es larga y la decarburación llega hasta el corazón de la pieza únicamente en el caso de ejemplares pequeños (espesor de 8 a 10 mm.) El resultado puede ser representado esquemáticamente por las figuras 57 y 58 en

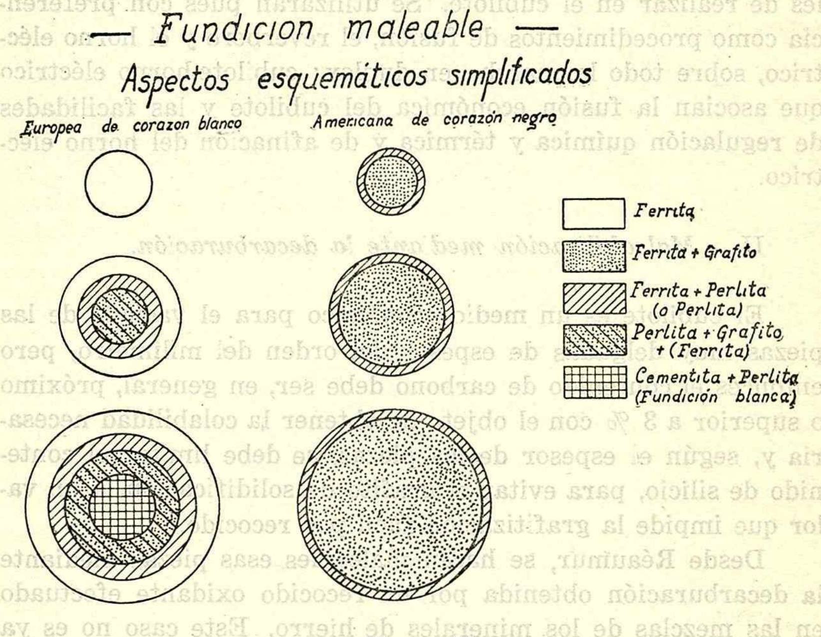


Figura 58

comparación con la fundición maleable obtenida por grafitización.

El carbono se elimina en el estado de óxido gaseoso y hay difusión centrífuga; se obiene ferrita, después, si se exagera el recocido, ferrita que contiene óxido de hierro (piezas que se llaman quemadas) y perlita (imposibilidad de grafitización con bajos contenidos de C por insuficiencia de Si) [1].

---

(1) Por el contrario se puede decarburar sin oxidación (y aún con desulfuración) por calentamiento en hidrógeno húmedo: la reacción reversible de equilibrio $C + 2H^2 \rightleftarrows CH^4$ puede ser utilizada para la decarburación o para la cementación.

Se ha pretendido que sería necesario que el carbono estuviese en estado de grafito para poder ser eliminado por oxidación; la decarburación de los aceros prueba lo contrario [1].

Con el contenido de 3 a 3,2 % C que se obtiene habitualmente en el cubilote (ciertos procedimientos permiten disminuir este porcentaje), se adopta Si = 0,4 a 0,8 % según el tamaño de las piezas; Mn = alrededor de 0,4 %; S es más elevado, 0,1 a 0,2, a veces 0,3 %. Como la grafitización por recocido es aquí un fenómeno secundario, se puede admitir una relación Mn/S más pequeña que en el caso precedente: E. R. Taylor (Carnegie Scholarship Memoirs XIV, 131, 1925) ha encontrado que aún sería preferible tener Mn = 2 S [2]. Por el contrario, siendo el metal más carburado más fluído, se toma P = 0,04 a 0,06, a veces 0,1 %.

Las condiciones que deben cumplirse son:

1) Regular el silicio según el tamaño de las piezas para evitar el grafito de solidificación (ejemplares de templado), pero logrando al mismo tiempo una fluidez suficiente (ejemplares de colabilidad).

2) Regular las condiciones de recocido (temperatura, duración, velocidad de enfriamiento) y la composición del medio

---

(1) Se pueden citar igualmente los resultados siguientes de Hatfield (*Iron and Steel Institute,* mayo 1909) relativos a la decarburación de un acero con 0,03 Si y 1,63 % Ct = Cc en condiciones térmicas idénticas:

En:	C_t	C_c	
carbón de madera	1,63	1,63	
gres pulverizado	0,75	0,74	sin trazas de grafito al microscopio
hematita	0,15	0,13	

(2) Hirchovitch y Vidine han indicado Mn = 3 a 3,5 S, como la proporción correspondiente al mejor resultado en el vaciado, la mejor grafitización y el máximo de maleabilidad después del recocido; efectuaron sus ensayos con fundiciones con 3,5 % C.

oxidante para realizar la decarburación más completa sin oxidación superficial (hemos preconizado con ese objeto el empleo de ejemplares de acero duro) [1].

Este procedimiento es el empleado para gran parte de la producción de la fundición maleable corriente, en piezas delgadas.

Se podría llegar a A> 7 a 10 % sobre ejemplares de 10 mm. de diámetro, pero a menudo no se obtienen más que algunos por ciento.

En la práctica se juzga por la flexión o torsión de probetas tratadas, solicitaciones que permiten deformaciones mucho más acentuadas.

Se deducen las siguientes conclusiones:

Para piezas delgadas de bajo precio vaciadas con el cubilote: maleabilización por decarburación;

Para piezas mecánicas medias que exigen gran facilidad de trabajo mecánico: vaciado con el reverbero o con el horno eléctrico (procedimiento duplex: cubilote y horno eléctrico) y maleabilización por grafitización.

Observación. No hay que olvidar que todo calentamiento de la maleable americana por encima de A_1 puede traer un pasaje a solución sólida del grafito presente, con formación de cementita durante el enfriamiento y, por lo tanto, endurecimiento y fragilidad. Este fenómeno puede producirse si se trata de forjar o deformar en caliente las piezas de fundición maleable y aún al trabajar con la muela sin precaución. Con mayor razón con la soldadura autógena de la fundición maleable americana se tiene formación irreversible de fundición blanca, frágil y muy dura, a menos que por aporte suficiente de silicio se obtenga fundición gris trabajable; pero de todos modos no es posible regenerar en la soldadura la fundición maleable inicial, dadas las condiciones térmicas requeridas para su obtención. Se realizan las uniones por soldadura con latón.

---

(1) Ver A. Portevin, "Le contrôle de fabrication en fonderie" — Congrès de Fonderie de Barcelone. Bulletin de l'Association Technique de Fonderie, IV, 36, 1930).

III. *Recocido de las piezas moldeadas de fundición gris*

El recocido de las piezas moldeadas de fundición gris se efectúa en la práctica con dos objetos principales:

1) *Recocido de ablandamiento,* con objeto de facilitar el trabajo mecánico, sobre todo en las piezas delgadas (también con el objeto de modificar las propiedades magnéticas: recocido de las piezas polares);

2) *Recocido de estabilización* (1), que tiene por objeto disminuir o hacer desaparecer las tensiones internas de fundición, causa de modificaciones en las dimensiones, espontáneas o durante el trabajo mecánico ulterior.

Recocido de ablandamiento.

El ablandamiento resulta, como en la maleabilización de las fundiciones blancas, de la descomposición del carburo de hierro con formación de grafito: hay desaparición de los constituyentes duros, cementita y perlita, y reducción del contenido de carbono combinado C_c.

Se observa en consecuencia una disminución de la dureza Brinell Δ, la que depende principalmente de la proporción de perlita (y eventualmente de cementita proeutectoide), resultando poco influída por la proporción y las dimensiones de las pajillas de grafito: un acero eutectoide (con 0,9 % C) recocido tiene más o menos la misma dureza Brinell (200-220), que una fundición perlítica (170-220 según la finura de la estructura).

Para una misma fundición, la facilidad del trabajo mecánico es tanto más grande cuanto más débil es la dureza Brinell Δ (2). Esta última puede pues servir para calificar numé-

(1) Llamado a veces maduración o recocido de expansión.

(2) Esta relación es más general: Melle ha encontrado que para las fundiciones cuya dureza Brinell variaba de 90 a 250, la facilidad de trabajo U puede ser representada por la fórmula $U \Delta^{1,47} = 10.000$. U representa el descenso en centímetros, después de cien vueltas, de un taladro de 10 mm de diámetro, con un ángulo de 120º, a una velocidad de 10 mm/m, bajo una carga de 55 kg.

ricamente el resultado del recocido. Por otra parte esos fenómenos de recocido pueden ser estudiados y calificados simultáneamente:

1. Por vía química, determinando el contenido de carbono combinado C_c;

2. Por el examen micrográfico;

3. Por la medida de la densidad, en razón de la expansión que acompaña la descomposición de Fe^3C;

4. Por el estudio dilatométrico, que es un procedimiento más perfecto, que permite seguir todas las modalidades del fenómeno y definirlo cuantitativamente en todas sus etapas.

Se vuelve a encontrar así la influencia de los diversos factores de grafitización señalados precedentemente y las condiciones de los fenómenos indicados a propósito de la maleabilización de las fundiciones blancas, con la diferencia de que siendo la presencia inicial de grafito, como ya hemos dicho, un factor catalítico, que inicia la grafitización (1), el fenómeno comienza a temperaturas más bajas, es mucho más rápido y está facilitado por la finura de estructura, es decir por la multiplicidad de los núcleos de cristalización.

Por consiguiente los factores principales para las fundiciones comunes, son:

a) contenido en carbono y silicio (y grado de finura de la estructura);

b) temperatura y duración del recocido;

c) velocidad del enfriamiento.

Cuanto más elevados sean los contenidos de silicio y de carbono, tanto más baja será la temperatura a la que empieza el fenómeno, de acuerdo con el diagrama (fig. 55) establecido para las fundiciones blancas, y que es válido en una primera aproximación para las fundiciones grises a condición de ad-

---

(1) De donde resulta la formación de la ferrita a lo largo de las pajillas de grafito, a las cuales el grafito precipitado por recocido da un aspecto de rosario.

mitir temperaturas de principio de grafitización [1] inferiores en unos 25º a 50º a las indicadas en este diagrama. Como se ve, el efecto del silicio se señala por un cambio de andamiento cuando se excede del 1 al 1,2 %; esto ha sido confirmado ulteriormente por los resultados de Donaldson.

De manera que, según la composición química, y especialmente el contenido en silicio, se puede tener grafitización por debajo o por encima de Ac_1.

1º Por debajo de Ac_1, la grafitización es muy a menudo lo bastante débil y lenta, como para no ofrecer interés práctico; la velocidad de enfriamiento no tiene influencia sensible, de manera que en los recocidos efectuados por encima de Ac_1, se pueden sacar las piezas del horno a 600º, lo que abrevia la duración total de la operación;

2º Por encima de Ac_1, el factor más importante es la velocidad de enfriamiento en el pasaje por Ar_1; la duración del recocido tiene una importancia secundaria y está fijada principalmente por el tamaño de las piezas.

Se obtiene una grafitización aproximadamente completa atravesando Ar_1 a la velocidad de 1º a 2º/min según Piwowarsky (fundiciones de 2, 2 - 2, 9 % Si) e inferior a 3º/ min para espesores de 3mm. y una temperatura de 800º, según Schüz (fundición de 3, 5 % C y 2 % Si). Este último comprobó en las piezas gruesas, un aumento de la proporción de ferrita (y, por consiguiente, de la grafitización) hacia la superficie de las piezas, con la consiguiente desigualdad de la dureza, más grande en el centro (140 a 155) que en la superficie (125 a 130), y atribuyó este hecho a una duración insuficiente del recocido; las capas exteriores serían las únicas recocidas, como consecuencia del calentamiento desigual. Este hecho se debe, como lo hemos indicado, a la influencia de la estruc-

---

(1) Esta temperatura es, convencionalmente, aquella en que la expansión grafítica es igual a 0,5 x 10^{-3} mm., con una velocidad de calentamiento de 250º/ hora. Por supuesto, si se adoptan otras convenciones, se tendrán otros valores de la temperatura correspondiente al principio sensible del fenómeno.

tura más fina en las zonas periféricas solidificadas más rápidamente que el centro y que se grafitizan más rápidamente durante el recocido. Esto puede observarse igualmente en las partes delgadas comparándolas con las partes gruesas.

Conjuntamente con el fenómeno principal de grafitización, debe mencionarse durante el recocido:

— la coalescencia eventual de la perlita, cuyo efecto de ablandamiento desaparece frente al debido a la grafitización;

— la fusión del eutéctico fosforoso (el eutéctico ternario Fe - Fe^3 P- Fe^3C funde a 953º) que se caracteriza en el trazado de las curvas dilatométricas, por el aplastamiento de la punta del ejemplar ensayado bajo la acción de los resortes y que, en el recocido de las fundiciones fosforosas, puede ser acompañado de la rezumación globular del eutéctico (1). Es preciso por consiguiente, evitar el recocido a una temperatura demasiado alta, en las piezas moldeadas de fundición fosforosa;

— las deformaciones que resultan de la no-simultaneidad de la grafitización (y por consiguiente de la expansión irreversible) en los diversos puntos de la masa y de la desigual dilatación de los diversos constituyentes de la fundición, especialmente al pasar por los puntos de transformación.

Pero esto se relaciona con el fenómeno de "inflamiento" de la fundición bajo la acción de los calentamientos repetidos, cuyo estudio nos llevaría demasiado lejos y sale completamente del cuadro de esta exposición.

Nos limitaremos a señalar que este fenómeno de inflamiento cuya consideración resulta muy importante para todas las aplicaciones en las que la fundición es calentada y sometida a variaciones de temperatura, ha sido estudiado por numerosos autores y presenta los caracteres siguientes:

---

(1) Si la temperatura de recocido es bastante elevada, hay muy frecuentemente decarburación superficial; en este caso, la región decarburada no grafitiza en razón de su bajo contenido en carbono (como en la maleable americana) mientras que el centro se transforma en ferrita y grafito con una expansión notable que determina la expulsión del eutéctico fosforoso que se acumula así en las zonas superficiales.

1) es irreversible y acumulativo; crece pues con el número de ciclos térmicos, tendiendo hacia un límite;

2) crece con la temperatura alcanzada, pero la duración del calentamiento tiene un efecto poco sensible;

3) está acompañado por una *porosidad* de la fundición la que se hace permeable a los gases y aún a los líquidos.

Este fenómeno ha sido relacionado:

a) con la descomposición, acompañada de la expansión, de la cementita;

b) con la fisuración interna resultante de las diferentes variaciones de volumen que experimentan el grafito y la ferrita;

c) con la oxidación interna de la fundición a causa de la penetración de gas por las fisuras y laminillas de grafito y por la formación de óxidos acompañada de la expansión;

d) con la presión del gas encerrado o disuelto, debida a la expansión durante el calentamiento de los gases existentes en la fundición, o a su absorción por difusión en el calentamiento con retención parcial en el enfriamiento.

El método dilatométrico es particularmente apropiado, cómodo y preciso para el estudio de este fenómeno y para clasificar la aptitud de las fundiciones al aumento de volumen. Con este aumento de volumen se relaciona la fisuración superficial y reticular de las piezas de fundición sometidas a una variación alternativa de temperatura (cilindros de laminadores, lingoteras, moldes de vidriería, etc.); para combatirlo, se puede, en lo relativo a la elección de las fundiciones, recurrir especialmente a dos soluciones opuestas, independientemente de las condiciones de empleo:

1) estabilizar la cementita (débil contenido en Si, adición de Cr, etc.) empleando fundiciones de estructura fina por sobrecalentamiento líquido o enfriamiento apropiado;

2) evitar la cementita empleando fundiciones enteramente de ferrita y grafito, sea por su composición química, sea por recocido previo.

La elección entre esas soluciones depende de las condicio-

nes térmicas de utilización de las piezas, siendo muy difícil de evitar la grafitización cuando son elevadas las temperaturas alcanzadas en el funcionamiento.

Recocido de estabilización.

La desaparición de las tensiones internas es un fenómeno común, que obedece a las mismas leyes que se aplican a los aceros y se estudia por los mismos medios. Por consiguiente, no hay más que referirse a lo dicho sobre este punto en los capítulos anteriores.

La desaparición de las tensiones internas, que es al principio sumamente lenta, y aún insensible a bajas temperaturas, crece luego con la temperatura y la duración del calentamiento, para hacerse sensible hacia 500º y muy notable a 600º-700º; el enfriamiento demasiado rápido, lo mismo que una grafitización desigual en el recocido, pueden crear nuevamente tensiones; además, en razón de la importante expansión que acompaña a la grafitización, una desigualdad en ésta provoca deformaciones en el recocido.

Se elegirán pues las condiciones de recocido según que la estabilización pueda o no ser acompañada de dulcificación. Por otra parte, como ya lo hemos dicho, las fundiciones pueden ser consideradas como aceros que contienen grafito y que poseen, como lo indica el diagrama, la transformación A_1. Es evidente, como también hemos expresado, que son susceptibles de experimentar, como los aceros, efectos de temple y de revenido bajo la acción de los tratamientos térmicos y de los elementos templantes; por lo tanto basta referirse a lo dicho sobre los tratamientos térmicos de los aceros en los capítulos anteriores, y aplicar los principios generales que hemos enunciado teniendo en cuenta los efectos del grafito de solidificación (sobre las propiedades mecánicas y por consiguiente sobre la eventualidad de las fisuras) y lo que acabamos de decir sobre los fenómenos de grafitización y su influencia sobre las propiedades, las deformaciones, la porosidad y las tensiones internas.



CAPITULO IX

TRATAMIENTO TERMICO DE LAS ALEACIONES LIVIANAS DE ALUMINIO

La categoría de aleaciones industriales en la que los tratamientos térmicos tienen actualmente mayor importancia después de los aceros, es la constituída por las aleaciones livianas de aluminio. Son precisamente estos tratamientos los que han dotado a dichas aleaciones de las propiedades mecánicas interesantes, que explican la importancia adquirida por las aleaciones livianas en el desarrollo de la aviación primero y después, de una manera general, en el aligeramiento de las construcciones mecánicas. A este respecto los tratamientos térmicos han sido una condición indispensable de los progresos realizados.

Dedicaremos un capítulo especial a los tratamientos de estas aleaciones no solamente en razón de la importancia industrial que acabamos de recordar, sino también porque han ofrecido el primer ejemplo de fenómenos de endurecimiento estructural por variación de solubilidad de un constituyente, fenómeno cuya generalidad demostraremos en el capítulo siguiente, que resume las conclusiones de esta exposición.

El considerable conjunto de estudios hechos sobre esta cuestión demuestra que, en la inmensa mayoría de las aleaciones industriales de aluminio que actualmente son sometidas a la operación del temple, el efecto del tratamiento parece deberse a las variaciones de solubilidad en estado sólido de dos componentes definidos: Al^2Cu y $Mg^2 Si$.

Por consiguiente, dado que el silicio es una impureza que se halla siempre en el aluminio industrial, estas aleaciones están formadas por la adición a este último metal, sea de cobre, sea de magnesio, sea de los dos a la vez. Para completar la formación, en la cantidad deseada, del compuesto Mg^2Si, se ha ido aún hasta agregar silicio al aluminio comercial. Asimismo en ausencia del magnesio, el silicio presenta una solubilidad variable en el aluminio sólido y es, por consiguiente, susceptible de originar efectos de temple que se pueden comprobar y que se deben tener en cuenta en los tratamientos térmicos del aluminio, pero que no han recibido aplicaciones.

En ciertas aleaciones, el magnesio ha sido reemplazado por el litio, que da con el silicio una combinación que desempeña el mismo papel que el Mg^2Si. En fin, se agregan a estas aleaciones, en pequeñas cantidades, otros metales: Mn, Ni, Zn, Cr, etc., que modifican las propiedades mecánicas pero que no desempeñan papel esencial en los tratamientos térmicos. Desde este último punto de vista, distinguiremos pues tres categorías:

1º Aleaciones que contienen Mg^2Si

2º Aleaciones que contienen Al^2Cu

3º Aleaciones que contienen Al^2Cu y Mg^2Si

y el punto de partida para el estudio del temple será, como en los aceros, el examen de los diagramas de equilibrio, los cuales han sido estudiados por diversos autores:

Al - Al^2Cu: por Rosenhain, Archbutt y Hanson, Merica, Waltenberg y Freemann, Dix y Richardson, Stockdale;

Al-Mg^2Si: por Hanson y Gayler;

Al - Si: por Gwyer y Phillips, Koester y Muller, Dix y Heath;

Al - Mg: por Hanson y Gayler, Sander y Meissner, Dix y Keller.

Diagramas ternarios y cuaternarios de aleaciones formadas por Al con Cu, Mg, Si, Fe, Zn, han sido trazados por Hanson, Gayler, Gwyer, Phillips y Mann, etc.

La densidad de la aleación crece con la cantidad de elementos agregados al aluminio; examinaremos en primer término los tratamientos térmicos de las aleaciones livianas de densidad convencionalmente inferior a 3; estas aleaciones son

forjables y casi siempre utilizadas en estado forjado o hilado. Por consiguiente sólo hay que considerar la región del diagrama inmediatamente vecina al aluminio puro. Las conclusiones se extienden naturalmente a aleaciones más ricas en elementos pesados (*Cu, Ni,* etc.) utilizadas en general en estado de moldeados—no forjadas—, las que están formadas por los mismos constituyentes y experimentan las mismas variaciones de solubilidad en estado sólido.

— — —

Diagrama de equilibrio

Los tres diagramas Al-Al^2Cu, Al-Mg^2Si, Al-Si tienen el mismo desarrollo, representado en la fig. 59; los describiremos simultáneamente designando con M la fase libre: Mg^2Si, Al^2 Cu o Si (1).

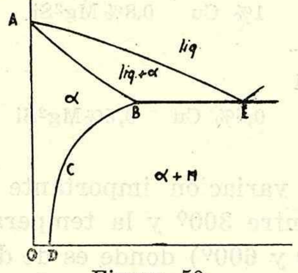


Figura 59

En las aleaciones ricas en aluminio se solidifica una solución sólida α a la cual corresponden las ramas *AE* del liquidus y *AB* del solidus con formación, a la temperatura de la horizontal *BE,* de un eutéctico α+M. La solubilidad en el estado sólido de M en la solución α decrece con la temperatura como lo indica la curva de solubilidad *BCD*: este decrecimiento es

(1) Se encuentra igualmente una disposición análoga en las aleaciones muy puras aluminio-magnesio que dan origen a una fase β, solución sólida con M reemplazado por Al^3Mg^2, pero estas aleaciones, con los tratamientos industriales usuales, se encuentran en general autotempladas, al menos parcialmente.

rápido hasta el punto *C*, situado hacia los 300-350º, para hacerse muy lento entre *C* y el ambiente, estando la parte *CD* relativamente poco inclinada sobre la vertical.

Tomando los promedios redondeados de los diversos resultados publicados, se encuentra, para las coordenadas de los puntos importantes:

	Al-Al^2Cu	Al-Mg^2Si	Al-Si	Al-Mg(Al^3Mg^2)
	—	—	—	—
Temperatura eutéctica	550º	580º	575º	450º
Concentración eutéctica o máxima de la solución α (punto B)...	4% Cu	1,5 %Mg^2Si	1,5%Si	14%Mg
Concentración de la solución α saturada a 300º (punto C).....	1% Cu	0,8% Mg^2Si	0,25%Si	6% Mg
Concentración de la solución α saturada en el ambiente (punto D)..	0,5% Cu	0,5%Mg^2Si	0,05%Si	$\leq$ 4%Mg

Se ve que la variación importante de solubilidad de M en α tiene lugar entre 300º y la temperatura eutéctica (comprendida entre 550 y 600º) donde es de dos a seis veces mayor que entre 300º y la temperatura ambiente (1). Estas solubilidades se ven más o menos modificadas por la adición de algún otro elemento o por exceso de uno de los componentes Si o Mg, con relación a Mg^2Si.

Mecanismo del temple y de los tratamientos térmicos de estas aleaciones.

Si se calienta una aleación de concentración superior a la del punto D (fig. 59), hay disolución progresiva de M, pri-

(1) La variación de la concentración χ de la solución saturada, en función de la temperatura absoluta Θ puede expresarse por una relación logarítmica log χ= b-a/θ.

mero muy débil por debajo de 300-350º después más rápida; la disolución es completa por encima de *DCB* para las aleaciones cuyo contenido es inferior al del punto *B* y parcial para las otras.

En todos los casos se obtiene una solución α de concentración superior a la de *D* que, por enfriamiento rápido, puede ser conservada en el ambiente con endurecimiento en general débil o nulo; como ella tiene un contenido superior a *OD*, que es el de equilibrio en el ambiente, está *sobresaturada fuera de equilibrio,* es un *estado templado;* tiende a precipitar el componente M en exceso.

Este retorno al estado de equilibrio, o *revenido,* debe efectuarse, de acuerdo con las leyes generales, con una velocidad que crece con la temperatura y dar origen a un precipitado de M, cuya finura depende igualmente de la temperatura a la que se efectúa el revenido, tendiendo el grosor de las partículas a crecer con la temperatura (y el tiempo) en razón del fenómeno general de coalescencia.

De acuerdo con las comprobaciones hechas en los aceros, se observa pues, por el hecho de esta precipitación a baja temperatura, un *endurecimiento* cuya intensidad crece con la cantidad de partículas y con su finura.

El aumento de temperatura (o de duración del revenido a temperatura suficiente) tiende pues a producir dos efectos en sentido inverso sobre la dureza, la cual, por consiguiente, debe pasar por un máximo. Si se eleva la temperatura (o si se aumenta la duración del calentamiento a temperatura suficiente) el efecto del segundo fenómeno (ablandamiento por coalescencia) predomina sobre el primero (endurecimiento por precipitación fina).

Estos diversos fenómenos son evidenciados y deben, como en el caso de los aceros, estudiarse objetivamente mediante el examen de las variaciones de las propiedades físicas y mecánicas.

La reacción en el enfriamiento es esta vez simplemente: solución sobresaturada ——» M + solución saturada, con expansión, y será revelada, como en el caso de los aceros, por el estudio

dilatométrico; en forma análoga el estado final después del enfriamiento estará caracterizado:

a) desde el punto de vista físico-químico (proporción de M y concentración de la solución sólida) por la variación de propiedades físicas apropiadas: dilatometría (variación de longitud δL y variación $\delta\alpha$ del coeficiente de dilatación), que permite evaluar la proporción de M precipitada o disuelta; resistometría (variación de resistencia eléctrica), que señala las variaciones de concentración de la solución sólida;

b) desde el punto de vista estructural (finura de las partículas del precipitado M), indirectamente por el examen de las variaciones $\delta\triangle$ de la dureza $\triangle$ comparativamente con la proporción del precipitado suministrada por el estudio dilatométrico. Dada la finura de esos precipitados, el estudio no puede hacerse por el examen micrográfico, al menos con los aumentos usuales.

No hay que tratar de caracterizar, como en los aceros, el estado del metal de base, el aluminio, porque no se han encontrado todavía para este metal, como para el hierro, diversas formas alotrópicas. En cambio, las variaciones de volumen y de longitud puestas en juego por estas variaciones de solubilidad en estado sólido son mucho más pequeñas que las que acompañan las transformaciones de los aceros y hemos debido, con P. Chévenard [1] aumentar por este motivo la sensibilidad del método diferencial.

I. Estudio del temple: fenómenos en el curso de un ciclo térmico.

La disolución sólida de M (Mg^2 Si, Al^2Cu,Si) durante el calentamiento se acompaña de una contracción cuya amplitud mide la cantidad disuelta; por el contrario, debido a la precipitación de M, se observará en el enfriamiento, a partir de la temperatura θ, una expansión progresiva, variable con la ve-

---

(1) Ver para mayores detalles: A. Portevin et P. Chévenard: Etude dilatométrique des transformations et des traitements thermiques des alliages légers d'aluminium, *Rev. de Mét.* XXVII, pág. 412, agosto 1930.

locidad de enfriamiento; el aumento de esta última impide la precipitación de M.

Se tendrán (fig. 60) curvas dilatométricas R_1, R_2, R_3 para enfriamientos de rapidez creciente. Inversamente, si se parte (punto 0, fig. 60) de estados templados de intensidad creciente,

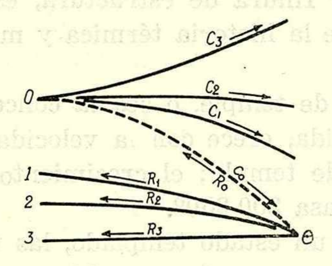


Figura 60

un mismo calentamiento producirá efectos de revenido acompañados de expansión cada vez más notable dando las curvas C_1, C_2, C_3. Si se asocian (fig. 61) dos a dos las curvas R y C, se puede tener, sea un efecto de temple (a, fig. 61), sea un efecto de recocido (b, fig. 61), sea, en fin, invariabilidad de estado

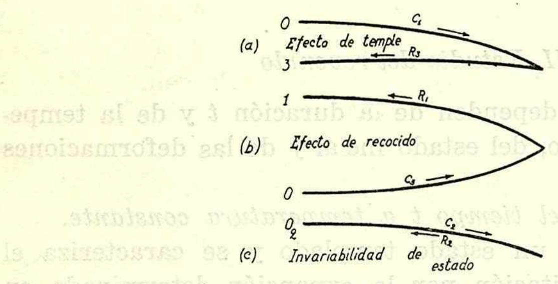


Figura 61

y pseudo-reversibilidad (c, fig. 61). Esta reversibilidad es sólo aparente y resulta de la compensación de los efectos de temple y de revenido a lo largo del ciclo. La verdadera reversibilidad correspondería a una serie de estados de equilibrio tales como C_0 R_0 (fig. 60).

Hay pues, en principio, *posibilidad teórica de temple a cualquier temperatura sin que se observe una discontinuidad*

en los fenómenos comparable a la que acompaña el pasaje por la velocidad crítica de temple de los aceros. La velocidad de disolución sólida durante el calentamiento también depende evidentemente del grosor de los elementos M; de manera que se vuelve a encontrar la intervención de dos factores: duración de calentamiento y finura de estructura, es decir, estado inicial que depende de la historia térmica y mecánica de la aleación.

La intensidad de temple, o sea la concentración de la solución sólida obtenida, crece con la velocidad de enfriamiento y la temperatura de temple; el crecimiento es rápido cuando esta última sobrepasa 300-350º.

Si se parte de un estado templado, las temperaturas a las que los ciclos se hacen pseudo-reversibles son aquellas de revenido (y por consiguiente de ablandamiento) máximo correspondiente a la velocidad de enfriamiento adoptada. Estas temperaturas se elevan, y el ablandamiento obtenido crece, a medida que se disminuye la velocidad de enfriamiento; por supuesto, si se continúa aumentando la temperatura, se llega a la redisolución sólida del constituyente precipitado, es decir, se vuelven a encontrar los fenómenos obtenidos en el calentamiento antes del temple.

II. Estudio del revenido

Los fenómenos dependen de la duración t y de la temperatura θ del revenido, del estado incial y de las deformaciones mecánicas.

a) *Influencia del tiempo t a temperatura constante.*

Si se parte de un estado templado y se caracteriza el fenómeno de precipitación por la expansión determinada en el microdilatómetro, se encuentra que está bastante fielmente representado por una ley logarítmica:

$$\delta L = a \log (1 + bt)$$

Si se está bastante alejado del estado de equilibrio (temperaturas bajas y duraciones no demasiado prolongadas) se verifica además un paralelismo perfecto entre las variaciones de longitud δL y las de dureza $\delta\Delta$.

La velocidad de revenido es pues variable con el tiempo y no se puede expresar por una sola cifra, pero se pueden comparar las curvas relativas a las diversas temperaturas haciendo posible su superposición mediante la modificación de la escala de abscisas; la velocidad de conjunto del fenómeno se encuentra entonces expresada global y totalmente por el coeficiente de reducción de esta escala. Se encuentra así que la velocidad puede ser expresada por una *exponencial de la temperatura* θ *tal como* $V = ka^{\theta}$. Para las aleaciones $Al\text{-}Mg^2Si$, hemos encontrado que esta velocidad se duplicaba para un intervalo de temperatura de 10º entre 20 y 100º. Es evidente que la ley logarítmica en función del tiempo es empírica y sólo conviene a la parte característica que corresponde al principio del fenómeno, mientras no se alcanza el estado de equilibrio, porque el alargamiento δL no podría crecer indefinidamente. Para las temperaturas más elevadas, en que el equilibrio se alcanza rápidamente, la curva de revenido isotérmico se aproxima, en función del tiempo, a una exponencial de la forma:

$$\delta L = a' (1 - e^{-b't})$$

Pero entonces el andamiento de las curvas *de variación de la dureza* Δ *en función del tiempo t en condición isotérmica* difiere del de las curvas de variación de longitud, porque, después de un período de crecimiento, hay una disminución de Δ. Este último fenómeno resulta del *aumento*, o *coalescencia, de las partículas precipitadas*, fenómeno general porque se sabe, especialmente por el estudio de los eutécticos, que la dureza de una mezcla crece rápidamente con la finura de sus partículas cuando éstas se hallan debajo de un cierto orden de magnitud, e inversamente. Este fenómeno de coalescencia obedece, en función de la temperatura, a leyes enteramente análogas a las de precipitación, pero con un cierto defasaje en la escala de las temperaturas; de manera que la variación de dureza, resultante de estos dos fenómenos que obran en sentido inverso, puede ser representada, en función del tiempo t y de la tem-

peratura θ por una familia de curvas tal como las indicadas en la fig. 62. Se podrían distinguir allí 3 grupos, según la temperatura:

1) El fenómeno de precipitación se manifiesta aproximadamente solo sin coalescencia sensible; la dureza crece con el tiempo. Sería el "envejecimiento" o "maduración".

2) La precipitación y la coalescencia se manifiestan: la resultante final puede ser un endurecimiento notable si se limita la duración del revenido. Sería el "endurecimiento por revenido".

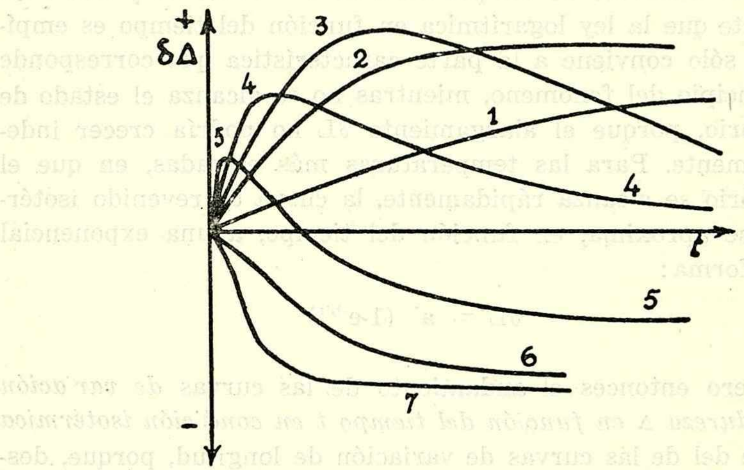


Figura 62

3) El efecto de la coalescencia predomina rápidamente con ablandamiento marcado. Sería el "recocido".

En realidad, esta distinción en 3 grupos es un poco artificial y mal limitada, y la expresión "envejecimiento" no parece en nuestra opinión nada apropiada para designar un mejoramiento de calidad.

b) *Influencia de la temperatura para una duración de revenido constante. Diagramas de revenido.*

Estos fenómenos se complican por otra parte con efectos de temple en el enfriamiento, porque la posibilidad de temple crece con la temperatura; esto queda evidenciado por el análisis dilatométrico cuyos coeficientes, $\delta L/L$, variación de longitud, y

$\delta\alpha$, variación del coeficiente de dilatación resultante del ciclo de revenido, son principalmente función de la variación del estado físico-qumíco. Superponiendo sobre un mismo diagrama las curvas que representan las variaciones de estos coeficientes [1] y de la dureza para una duración de calentamiento constante pero notable, se obtiene el aspecto de la figura 63.

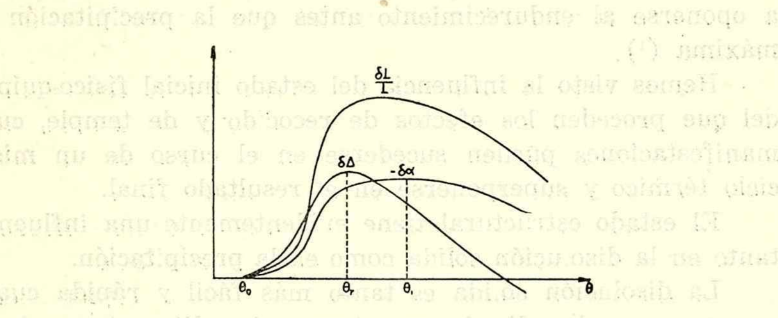


Figura 63

Se puede observar allí: a) *una temperatura* θ_0 *de principio de revenido,* función de los procedimientos, de la sensibilidad de los medios de apreciación y de la duración de revenido adoptado; b) *una temperatura* θ_1 *de máximo efecto físico-químico* del revenido, correspondiente al máximo de —$\delta\alpha$ (e igualmente de $\delta L/L$ si la viscosidad no viene a modificar la longitud del ejemplar ensayado durante el calentamiento) y más allá de la cual el efecto de temple se hace sentir porque el precipitado no se disuelve; c) *una temperatura* θ_r *de máximo de dureza,* en general inferior a θ_1 porque el fenómeno de coalescencia va a obrar antes que la precipitación haya alcanzado su máximo. Así, para temperaturas crecientes la disminución de $\delta\alpha$ marca el efecto de temple; para $\delta L/L$ se superpone el efecto de viscosidad y, para $\triangle$ el efecto de coalescencia comprobable con un examen micrográfico. Se ve la utilidad de la multiplicación de las características y de la simultaneidad de las determinaciones.

(1) Siendo inversos los signos de $\delta L/L$ y de $\delta\alpha$, se toma — $\delta\alpha$ a fin de que las curvas estén del mismo lado del eje de las abscisas para comodidad de la representación y de la comparación.

En resumen, hay al principio concordancia de marcha entre las tres curvas; la cantidad de precipitado indicada por δL y $\delta\alpha$ crece y pasa por un máximo; el endurecimiento $\delta\triangle$ que depende a la vez de la cantidad y del contenido del precipitado crece igualmente y pasa por un máximo, pero para una temperatura inferior a la precedente, porque la coalescencia va a oponerse al endurecimiento antes que la precipitación sea máxima [1].

Hemos visto la influencia del estado inicial físico-químico del que proceden los efectos de recocido y de temple, cuyas manifestaciones pueden sucederse en el curso de un mismo ciclo térmico y superponerse en el resultado final.

El estado estructural tiene evidentemente una influencia, tanto en la disolución sólida como en la precipitación.

La disolución sólida es tanto más fácil y rápida cuanto menores son el radio de curvatura y las dimensiones de las partículas del compuesto M, lo que explica la dificultad de temple de las aleaciones tales como se obtienen en el vaciado con estructura gruesa e, inversamente, las ventajas a este respecto del forjado previo, de la prolongación del calentamiento, de la repetición de los temples, en una palabra, de los tratamientos preliminares mecánicos y térmicos.

En general, la precipitación comienza a menudo con preferencia en los límites de los granos de la solución sólida generadora [2] formándose una red que jalona las juntas de los

---

(1) La precipitación y la coalescencia dependen ambas de los fenómenos de sobrefusión y de difusión, lo que explica la relación entre el poder templante y la facilidad de coalescencia; pero la precipitación es sobre todo función de la velocidad de cristalización espontánea y, por consiguiente, de la sobrefusión y del sobrecalentamiento, mientras que la coalescencia es más bien función de la velocidad lineal de cristalización, por lo tanto de la difusión, de la tensión superficial y de la viscosidad del medio.

(2) Ver para mayores detalles sobre la morfología de los precipitados: A Portevin: "Introduction à la chimie des alliages métalliques", págs. 243 y siguientes, Tomo XII del *Traité de chimie générale*, *Paris*, *Masson*, 1934.

granos; de ahí la influencia del grosor de los granos de esta solución y, por consiguiente, del sobrecalentamiento anterior o durante el tratamiento, que aumenta este grosor, e, inversamente, del forjado y más generalmente de los tratamientos mecánicos previos, que tienden a disminuirlo.

Como el resultado de los fenómenos de precipitación fina es un aumento de resistencia a la deformación, se puede inducir, por aplicación de la gran ley general de oposición de la reacción a la acción, que la deformación debe facilitar la precipitación en una aleación templada; es lo que la experiencia nos ha probado para estas aleaciones (1). De manera que la deformación o el "écrouissage", efectuada antes del tratamiento o en el curso del mismo, facilita y acelera la precipitación, es decir, el efecto del revenido.

Así, en conjunto, para estas aleaciones, los fenómenos de endurecimiento aparecen relacionados con la precipitación en cantidad y en finura; este doble efecto sobre la resistencia y la dureza que se manifiesta a la temperatura ambiente ha sido atribuído, según la ingeniosa interpretación ideada por Jeffries y Archer, a las partículas precipitadas que inmovilizan los planos de deslizamiento de los granos cristalinos de la solución sólida; la inmovilización completa se obtiene para un grosor óptimo de las partículas (que estaría comprendido entre 10^{-8} y 10^{-5} cm, es decir, entre las dimensiones atómicas y las de las partículas visibles al microscopio) o *dispersión crítica* del segregado; para partículas más pequeñas o más gruesas, los planos de deslizamiento pueden actuar, y la resistencia a la deformación, o dureza, disminuye. Esto suministra una representación mecánica satisfactoria del fenómeno, pero con todo prescinde de la forma y de la orientación de las partículas, que pueden tener también una influencia, lo mismo que de la disminución local de concentración que acompaña la precipitación a bajas temperaturas, en las que la velocidad de difusión es débil.

---

(1) A. Portevin et F. Le Châtelier, C. R. CLXXVI, 507, 1923.

Las aleaciones livianas aluminio-cobre, con las que están emparentados los duraluminios, presentan fenómenos que no se explican fácilmente por las concepciones y leyes que acabamos de exponer, relativas al endurecimiento estructural o por precipitación.

En conjunto, el diagrama de equlibrio y los fenómenos de temple aparecen, igual que en el caso anterior, como una resultante de la variación de solubilidad en estado sólido del constituyente Al^2Cu; pero, durante el revenido en condición isotérmica, que determina, como antes, el endurecimiento, se

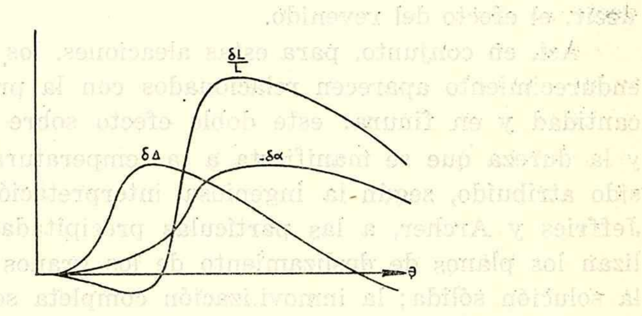


Figura 64

pueden distinguir *dos zonas de temperaturas de revenido* netamente visibles sobre el diagrama de revenido de la figura 64 que se comparará con el de la figura 63:

1) Para temperaturas bajas, inferiores a 175-200°, un cierto número de fenómenos difiere completamente de lo esperado; la variación de volumen es inversa de la que debe acompañar a la precipitación (hay contracción mientras que la disolución sólida de Al^2Cu en el calentamiento está igualmente acompañada de contracción), la resistencia eléctrica crece (mientras que la precipitación debería hacerla decrecer, disminuyendo la concentración de la solución sólida) y ni el examen micrográfico, ni el examen espectrográfico con rayos X, este último

mucho más sensible (1), permiten descubrir la menor precipitación, mientras que la dureza va aumentando;

2) A temperaturas de revenido más elevadas, superiores a 175-200º, todo vuelve a producirse normalmente, es decir, de acuerdo con los fenómenos descriptos anteriormente; hay expansión y disminución de la resistividad, correspondientes a la precipitación de partículas cuyas dimensiones van creciendo con la temperatura, originándose una disminución de la dureza.

Por otra parte, el máximo de dureza se alcanza para una temperatura de revenido netamente inferior a la de la rápida ascensión de los caracteres dilatométricos $\delta\alpha$ y $\delta L/L$ que marcan la precipitación de Al^2Cu. *Una fracción importante del aumento de dureza es pues extraña a la precipitación de* Al^2Cu *y hay que buscar una explicación que no sea sólo la del endurecimiento por precipitación,* porque cuando los caracteres y pruebas de esta precipitación aparecen, hay ablandamiento, como se producía normalmente por coalescencia, es decir, por exceso de revenido o de envejecimiento.

Las explicaciones dadas en primer término tenían un carácter hipotético y se reducían simplemente a imaginar un estado todavía no alcanzado por la experiencia, intermedio entre el de la solución sobresaturada estable en caliente, y el de la precipitación estable en frío.

Algunos, como Merica, admiten un estado previo a la precipitación, en el cual los átomos de cobre se difunden en la red de átomos de aluminio para formar pseudo-partículas o nudos, grupos de átomos inaccesibles al análisis con rayos X y menores que los correspondientes a la combinación $CuAl^2$; estos grupos, traerían como consecuencia el endurecimiento. Una parte de dichos grupos serviría durante la continuación del revenido para iniciar la precipitación de $CuAl^2$, mientras que el resto desaparecería en beneficio de los primeros, lo que expli-

---

(1) Por el examen micrográfico, el límite de las dimensiones perceptibles de las partículas es del orden de 10^{-5}cm; por la espectrografía con rayos X se puede ir actualmente hasta 10^{-6} cm y aún a veces hasta 5.10^{-7} cm

caría el período de incubación que precede al endurecimiento, así como el efecto de un envejecimiento previo sobre el efecto del revenido a temperaturas más elevadas (1).

Se puede también imaginar la existencia de un estado metaestable o lábil intermedio, correspondiente a un nuevo arreglo determinado de los átomos en la red cristalina, que formaría una nueva solución sólida, de adición o de sustitución. Sería entonces análogo a la martensita de los aceros, que representa el estado de dureza máxima en los dos casos.

Estas interpretaciones tienen el defecto de ser complicadas e hipotéticas y de no estar acompañadas por ninguna prueba experimental directa. En cambio basta considerar simplemente el proceso elemental y evidente de la operación de precipitación para encontrar una explicación satisfactoria.

Cuando se forma y se desarrolla una partícula de precipitado en el seno de una solución, hay necesariamente migración de las moléculas disueltas hacia la partícula precipitada por difusión en el seno de la solución, existiendo alrededor de la partícula una *zona de concentración más débil*, o sea un gradiente de concentración, como lo representa el esquema de la figura 65; este gradiente es tanto más marcado, y por consiguiente, la disminución de concentración más acentuada, cuanto mayor es la velocidad de precipitación (depende del grado de sobresaturación) y cuanto menor es la velocidad de difusión (decrece rápidamente cuando la temperatura desciende); por lo tanto el fenómeno, muy acentuado para las precipitaciones a baja temperatura, se atenúa cuando ésta se eleva.

Pero esta desigualdad de concentración, esta heterogeneidad de la solución sólida, no solamente acompaña, sino que precede fatalmente la precipitación; evidentemente sólo puede formarse precipitado si existe acumulación preparatoria de moléculas del precipitado resultante de una difusión en el seno del líquido; es este *desorden de homogeneidad*, esta *perturbación de concentración previa y necesaria* de la solución sólida, que expli-

(1) Este envejecimiento previo modifica la velocidad y la intensidad del endurecimiento ulterior.

ca, no solamente el fenómeno comprobado para las aleaciones livianas Al-Cu, sino también todos los fenómenos de endurecimiento y de corrosión fisurante no explicables completamente por la precipitación sola.

Esta heterogeneidad de concentración puede ser evidenciada por medios apropiados (procedimientos químicos y micrográficos, físico-químicos basados en la repercusión sobre las transformaciones y anomalías, especialmente análisis termomagnético cuando esto es posible, y espectrográfico con rayos X) y, por consiguiente, se relaciona experimentalmente al endurecimiento y a la corrosión (1).

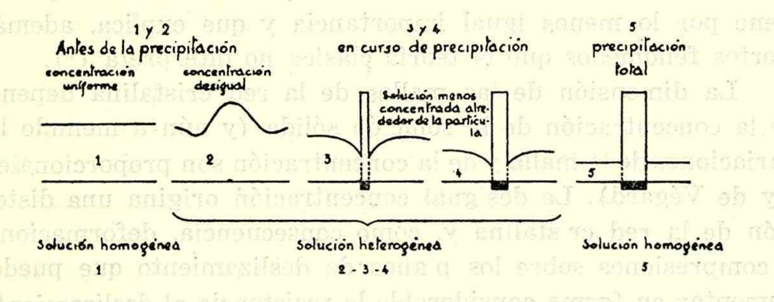


Figura 65

Un ejemplo particularmente neto ha sido suministrado por los hierro-níqueles carburados con 0, 3 % C, 36 % Ni, 11 % Cr, en los que la precipitación de carburo determina un empobrecimiento local importante en cromo de la solución sólida, acompañado de una variación considerable en la posición del punto de Curie; esto permite caracterizar en amplitud y en extensión la heterogeneidad de concentración resultante, analizar experimentalmente sus variaciones, y relacionarlas con las modificaciones de las propiedades mecánicas y con la atacabilidad química por corrosión fisurante (ver más adelante pág. 238), y

---

(1) Ver para mayores detalles A. Portevin y P. Chévenard "Etude expérimentale de l'hétérogénéité des solutions solides" Congreso Internacional de Metalurgia de París, Octubre 1935, pág. 321.

comprobar así que esta *heterogeneidad tiene sobre esas propiedades una influencia por lo menos tan importante como la misma precipitación.*

En el caso de las aleaciones livianas, no magnéticas, la desigualdad de concentración de la solución sólida puede ser comprobada por el estudio espectrográfico con rayos X, por el ensanchamiento y la variación de nitidez del doblete $K\alpha_1\alpha_2$, y se puede igualmente comprobar que esta heterogeneidad precede a la precipitación.

Por consiguiente la teoría clásica del endurecimiento por precipitación *debe ser completada con la heterogeneidad de concentración* de la solución sólida que, en nuestra opinión, tiene por lo menos igual importancia y que explica, además, ciertos fenómenos que la teoría clásica no interpreta (1).

La dimensión de las mallas de la red cristalina depende de la concentración de la solución sólida (y aún a menudo las variaciones de la malla y de la concentración son proporcionales; ley de Végard). La desigual concentración origina una distorsión de la red cristalina y, como consecuencia, deformaciones o compresiones sobre los planos de deslizamiento que pueden aumentar en forma considerable la resistencia al deslizamiento,

---

(1) La heterogeneidad de concentración de la solución sólida se produce, por supuesto, también en el momento del fenómeno inverso de disolución del precipitado en la solución sólida por calentamiento; hay migración centrífuga de los elementos que se disuelven y perturban la homogeneidad hasta la disolución y difusión completas (fig. 66).

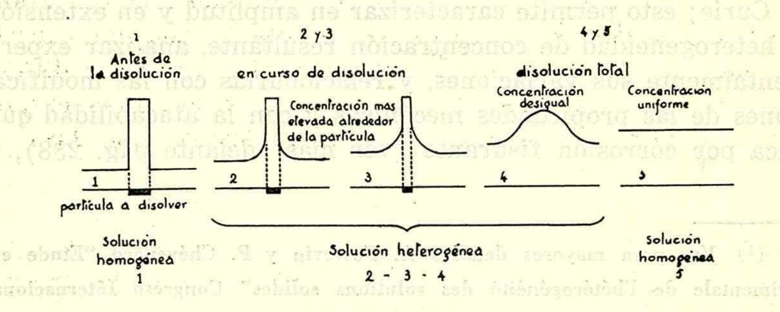


Figura 66

o dicho de otro modo, a la deformación de los granos cristalinos, que se traduce en aumento de la dureza. Esta interpretación unida a la de Jeffries y Archer, ofrece ahora una explicación completa y exacta del fenómeno del endurecimiento.

En resumen, el caso general de temple está constituído, de una manera ideal y esquemática, por los estados siguientes:

— estado dulce hipertemplado: solución sobresaturada homogénea

— estado duro templado: solución heterogénea más precipitado ultra fino

— estado dulce recocido: solución saturada homogénea más precipitado después de la coalescencia.

Condiciones generales de tratamiento

En lo relativo al temple, existe un hecho importante que diferencia a las aleaciones de aluminio de los aceros. Consiste en que para las primeras este tratamiento no produce como en el caso del temple martensítico un aumento de la fragilidad; la comparación a este respecto debe hacerse con el hipertemple de los aceros que conserva a éstos su maleabilidad (ejemplo de los aceros al 12 % Mn). Esto, unido a la gran difusibilidad térmica de las aleaciones de aluminio y a la variación de volumen relativamente muy pequeña que acompaña las transformaciones, hace que no sea de temer la producción de fisuras y que las deformaciones sólo deban tenerse en cuenta, cuando se trata de piezas delgadas templadas en el agua.

Como el efecto del temple crece con la temperatura, la única limitación de ésta es la fusión parcial cuando se alcanza el solidus. Es necesario dejar un margen suficiente entre la temperatura adoptada industrialmente y la temperatura del solidus para evitar este accidente, margen que depende de la precisión con que sea realizado y controlado el calentamiento.

La disolución sólida a la temperatura de temple así elegida, es muy rápida salvo en el caso en que la aleación sea de estructura gruesa; hay una diferencia muy grande en las condiciones y los efectos de los tratamientos térmicos según se trate de aleaciones forjadas (o laminadas) o de aleaciones moldeadas.

En el primer caso (aleaciones forjadas de estructura fina y homogeneizada por los tratamientos mecánicos en caliente), no hay necesidad alguna de que la duración del calentamiento exceda mucho a la necesaria para que toda la pieza se halle a la misma temperatura. Por el contrario, con las aleaciones tal como se obtienen en el vaciado, es necesario prolongar mucho la duración del calentamiento a fin de obtener la disolución sólida y la difusión, o realizar un tratamiento previo de homogeneización por recocido prolongado antes del temple; a pesar de esto, la eficacia del tratamiento es mucho menor que para las piezas forjadas y el alargamiento de ruptura continúa siendo mucho menor. Inversamente, esta eficacia resulta acrecentada mediante adiciones, tales como la de titano, que afinan la estructura en el estado moldeado.

Se ve que es preciso evitar cuidadosamente durante el calentamiento la fusión parcial que lleva nuevamente la pieza, al menos parcialmente, al estado en que se hallaba al ser vacíada.

El temple se efectuará con agua fría o tibia; para las piezas delgadas, será útil recurrir al temple en el aire que produce una velocidad de enfriamiento suficiente con un riesgo mucho menor de que se produzcan deformaciones.

En cuanto al revenido, hay que distinguir, según que el endurecimiento sea provacado por Mg^2Si o Al^2Cu:

1) La precipitación de Mg^2 Si en la solución sobresaturada *se efectúa espontáneamente a la temperatura ambiente*, de manera que el endurecimiento después del temple es inevitable (salvo si se mantiene el metal a muy baja temperatura, en el aire líquido por ejemplo), y no se puede conservar la pieza en el estado templado dulce, por ejemplo, para trabajarla en este estado. Inversamente, se acelera la precipitación por elevación de temperatura o por "écrouissage" como lo hemos indicado;

2) El endurecimiento de las aleaciones de Al^2Cu templadas es prácticamente insensible a la temperatura ambiente; hay que provocarlo necesariamente por una elevación de temperatura que alcance o sobrepase 100º. Se puede pues conservar y trabajar el metal en estado templado no endurecido, a la temperatura ordinaria.

En una palabra, la temperatura a la que el revenido empieza a ser notable es inferior a la ambiente en el caso del Mg^2Si, y superior a la misma en el caso del Al^2Cu.

En los dos casos la velocidad de revenido crece con la elevación de la temperatura; pero se pueden distinguir andamientos diferentes en la variación del endurecimiento en función del tiempo para una temperatura de revenido dada:

a) El endurecimiento tiende primero hacia un límite que es alcanzado más o menos rápidamente, pero en apariencia asintóticamente para las bajas temperaturas (envejecimiento o maduración).

b) Para temperaturas más elevadas, la dureza crece y pasa por un máximo para decrecer después (revenido).

En realidad, se trata de un mismo fenómeno de revenido, espontáneo o no, más o menos acelerado, pero la abscisa y el centro de curvatura del máximo de la curva de dureza pueden estar cada vez más alejados.

El revenido espontáneo (o envejecimiento natural) se emplea con preferencia cuando es posible (aleaciones al magnesio o al litio), porque no necesita ningún dispositivo de calentamiento; pero inclusive para tales aleaciones se puede operar el endurecimiento acelerado elevando la temperatura, tanto si este endurecimiento es pequeño con débil elevación de la temperatura (envejecimiento artifical) como cuando, con una temperatura más elevada, se deba limitar la duración, a fin de alcanzar precisamente la dureza deseada (revenido). Pero a dos tratamientos de revenido que dan la misma resistencia *R* pueden corresponder alargamientos de ruptura *A* % diferentes, y en consecuencia hay que elegir entre ellos.

Todo calentamiento de la aleación tratada presenta el riesgo de modificar sus características y no hay que olvidarlo en el momento de la ensambladura de las piezas tratadas; ello ocurre no solamente en la soldadura, sino también cuando se quiere efectuar el zunchado en caliente, por ejemplo, por el juego de las dilataciones en el montaje de las llantas sobre las ruedas: pero entonces, en lugar de dilatar por calentamiento la pieza exterior (o zuncho) hay que contraer la pieza interior (o zunchada) por enfriamiento en el aire líquido.

La elección de las aleaciones y de las condiciones de los tratamientos térmicos y mecánicos dependen del fin que se tenga en vista, determinado a su vez por el uso a que sea destinada la aleación.

Según este uso, intervienen o predominan en distinto grado las tres resistencias:

Resistencia mecánica R (o límite elástico *E*) y la ductibilidad o maleabilidad apreciada por el alargamiento *A* (o resilencia ρ) para las aplicaciones mecánicas;

Resistencia eléctrica r para las aplicaciones eléctricas;

Resistencia química: para las aplicaciones en las cuales se debe considerar la corrosión por el medio exterior, por ejemplo, en las industrias químicas y alimenticias, en la marina o en las proximidades del mar.

Si sólo se considerasen las aleaciones formadas esencialmente por la adición de los elementos Mg, Cu y Si al aluminio, habría que recordar que: 1) la adición del silicio, y sobre todo del cobre, favorece en general la corrosión; 2) el temple seguido de revenido aumenta a la vez las resistencias mecánicas y eléctricas; 3) el "écrouissage" aumenta relativamente mucho más la resistencia mecánica que la eléctrica, pero disminuye considerablemente la ductilidad que en general conservan los tratamientos térmicos; 4) la precipitación no resulta favorable a la resistencia química.

Si se quiere lograr la resistencia mecánica máxima se recurre al duraluminio (Al-Cu-Mg-Si) tratado térmicamente y aún sometido a "écrouissage", o a las aleaciones Al - Mg (10 - 15 % de Mg).

Si se desea reunir las resistencias mecánica y química, se elegirán las aleaciones Al-Mg.

Si se busca una gran conductividad eléctrica a la vez que resistencia mecánica, se podrá recurrir a las aleaciones Al-Mg^2Si o a las aleaciones Al - Al^2 Cu tratadas térmicamente, sometidas a "écrouissage" y recocidas.

Si se quieren juntar en las mejores condiciones la conductividad eléctrica, la resistencia a la corrosión y la resistencia mecánica, se elegirán las aleaciones Al - Mg^2 Si.

Estas conclusiones no son más que indicativas, porque con frecuencia sólo constituyen transaciones entre las soluciones que serían óptimas para las diversas propiedades tomadas separadamente.

CAPITULO X

GENERALIZACION DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS

No entraría ni en el cuadro ni en el espíritu de esta "iniciación a los tratamientos térmicos" el examen de los tratamientos correspondientes a aleaciones distintas de las que acabamos de examinar; nuestro fin es únicamente presentar, en la forma más concisa y simplificada, algunas nociones esenciales sobre el mecanismo y las leyes relativas a los tratamientos térmicos. Sin embargo tal exposición resultaría incompleta si no se mostrara la generalidad de los fenómenos y principios expuestos, haciendo ver su extensión a todas las aleaciones susceptibles de temple.

Si hemos estudiado los tratamientos de las aleaciones livianas después de los tratamientos de los aceros y fundiciones, es porque además de su interés industrial, estas aleaciones nos suministran el ejemplo mejor estudiado de otro caso de temple, análogo bajo algunos aspectos, pero distinto en otros, del correspondiente a los aceros, y que en la actualidad nos parece el más frecuente o dicho de otro modo, el más general. Por otra parte hemos considerado en esta forma los dos casos más importantes del temple de las aleaciones de dos fases; uno, el de los aceros, que corresponde a la aparición en el calentamiento de una nueva fase (solución γ) marcada por una línea horizontal sobre el diagrama binario; el otro, por simple variación de concentración de una fase, indicada por una línea inclinada del diagrama; solamente el primero presenta transformación polimórfica del metal de base (estados α y γ del hierro).

Nos queda pues por examinar:

1) Las analogías y diferencias existentes entre los dos tipos de temple que tenemos que considerar: el de los aceros y el de las aleaciones livianas;

2) La generalización del temple estrutural o endurecimiento por precipitación;

3) La extensión de estos fenómenos, especialmente al estado líquido.

I. Analogías y diferencias existentes entre el temple de los aceros y el de las aleaciones livianas (1)

A. *Analogías*

1) En los dos casos es posible obtener por temple una *solución sólida sobresaturada estable en caliente* (solución γ o austenita de los aceros), pero la sobresaturación es doble, en relación a la vez con la ferrita y la cementita, pudiendo la precipitación de una de ellas provocar la de la otra. Además se encuentra también la *influencia precipitante de los gérmenes,* sea de las fases precipitantes, sea de los constituyentes extraños (inclusiones) *y la de las juntas de los granos* (la troostita empieza por aparecer en los límites de los granos de la austenita), lo que explica la influencia de diversos factores: temperatura y duración del calentamiento antes del temple, estructura inicial antes del tratamiento, grosor de los granos de la solución sólida, forjado previo con respecto a las aleaciones vaciadas, etc., pero con esta circunstancia particular y valiosa, de que para los aceros la afinación previa de la estructura puede ser realizada por simple tratamiento térmico (regeneración), sin que un tratamiento mecánico (forjado) sea necesario.

2) En los dos casos se comprueban *efectos de endurecimiento estructural por precipitación,* a los que correspode en los aceros la existencia de la troostita más dura que la austenita, estado

---

(1) **A. Portevin, May Lecture, Institute of Metals, Mayo 1933.**

estable en caliente, y que la mezcla más grosera, ferrita-cementita, estado estable en frío. Del mismo modo, la *coalescencia de las partículas del precipitado trae como consecuencia el ablandamiento*: en los aceros, es el ablandamiento que acompaña el pasaje a la perlita globular, resultado de la coalescencia de la cementita. Además, en las austenitas sobresaturadas con cementita, se pueden notar endurecimientos estructurales por precipitación de la cementita sola. Se verifica igualmente la relación entre la aptitud al temple y la dificultad de coalescencia de la cementita.

3) *Los fenómenos elementales de revenido isotérmico obedecen a leyes análogas en función del tiempo y de la temperatura* (leyes logarítmicas y exponenciales), pero en el caso de los aceros, los fenómenos son múltiples y superpuestos.

4) Las observaciones generales relativas a la *morfología de los precipitados* se aplican a los aceros cuando hay separación *progresiva* de un constituyente *único* en estado sólido y aún algunas veces cuando hay doble precipitación (trostita en láminas a partir de la austenita), aunque en este último caso existe igualmente tendencia a la formación nodular o radiante en otras circunstancias o para otras temperaturas.

B. Diferencias

1) La diferencia fundamental reside en la existencia de un *estado intermedio fuera de equilibrio, martensita o solución α'*, a la que corresponde *el máximo de dureza* △, el cual no concuerda, por consiguiente, con la existencia de una precipitación fina (analogía con las aleaciones livianas Al- Al^2 Cu) ;

2) Otra diferencia esencial, relacionada con la anterior, es la *discontinuidad en la ley de descenso de los puntos de transformación de los aceros* en función de las diversas variables que la condicionan (velocidad de enfriamiento, temperatura de temple, contenido en elementos templantes, etc.) y que está señalada por el *rechazo y el desdoblamiento durante el enfriamiento* de la transformación, tanto en el *temple primario como en el temple secundario* (es decir, luego del enfriamiento con-

secutivo al revenido de la austenita sobresaturada); de ahí resultan dos posiciones térmicas principales de la transformación en el enfriamiento: *Ar' y Ar''*, marcando la primera la formación del agregado ferrita-cementita, y la segunda la de la martensita.

Para el temple primario, este fenómeno está representado completamente por: 1) *los diagramas generales de temple* que hemos establecido para demostrar la variación cuantitativa de las transformaciones y de la dureza (1); 2) el andamiento de la curva que representa las variaciones de las propiedades físicas (2) en función de uno de los factores de temple tomado como abscisas; 3) *las curvas características de temple* (3) que representan la constitución y la dureza en función de dos variables principales, temperatura de temple y velocidad de enfriamiento (4).

Esto pone en evidencia los tres estados físico-químicos del acero:

a) Agregado ferrita-cementita (perlita, troostita y sus variedades estructurales), que caracterizan los *estados recocidos*, pero que pueden ser endurecidos *estructuralmente* (troostita);

b) Martensita o solución sólida α', cuya presencia caracteriza los *estados templados;*

c) Austenita o solución sólida γ, cuya presencia caracteriza *los estados hipertemplados.*

Estos tres estados están separados por *valores críticos o notables de los factores de temple*: velocidad, temperatura, o contenidos críticos de temple.

Entre las dos etapas Ar' y Ar'' de transformación, existe una *zona de estabilidad relativa del constituyente austenita.*

Esta estabilidad relativa del constituyente austenita en ciertos intervalos de temperatura y de concentración se obtiene par-

(1) Ver cap. III, fig. 35.

(2) Ver cap. III, fig. 36.

(3) Ver cap. IV, fig. 38.

(4) Se puede, como lo hemos indicado, extender esta representación a dos cualesquiera de los factores de temple.

ticularmente bien mediante el temple efectuado en baños metálicos a temperaturas comprendidas entre las zonas Ar' y Ar'' y se encuentra en el revenido de las austenitas, para el que se puede comprobar, como lo hemos encontrado con P. Chévenard, el mismo desdoblamiento de las transformaciones;

3) *Complejidad de los fenómenos de revenido de los aceros*, que resultan a la vez de la existencia de los dos constituyentes de temple y de hipertemple, martensita (solución α') y austenita (solución γ), y también, como lo hemos demostrado con P. Chévenard [1], de la posibilidad de *muchas reacciones elementales que se superponen y se entremezclan*: tres reacciones para el revenido de la austenita, y por lo menos una reacción para el revenido de la martensita.

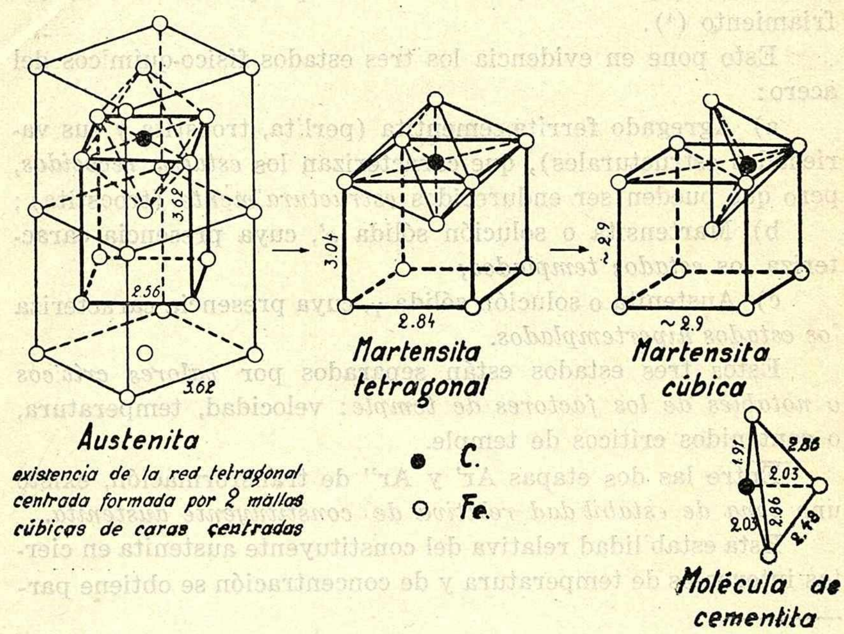


Figura 67
(Pertenece a la llamada 1 de la página 229).

(1) A. Portevin y P. Chévenard: Etude du revenu des aciers trempés, Congreso de Metalurgia de Lieja, junio 1930.

De manera que el endurecimiento del acero puede corresponder:

sea a un fenómeno físico-químico, por aparición de martensita, a partir de la austenita, en el momento del temple primario durante el enfriamiento en la operación de temple propiamente dicha, o en el momento del temple secundario durante el enfriamiento que sigue a la operación de revenido de la austenita;

sea a un fenómeno estructural por formación de una mezcla fina: cementita-ferrita durante el temple, cementita-martensita durante el revenido de la austenita, o por precipitación fina de cementita a partir de la austenita o de la martensita en el momento del revenido de estos dos constituyentes (1).

Este endurecimiento estructural o por precipitación es común a los dos casos de temple y, en efecto, ha sido reconocido como sumamente frecuente, hasta el punto de ser considerado como caso general, como vamos a recordar brevemente.

Nota. Los bronces de aluminio (y también los bronces de estaño) que presentan una transformación eutectoide, son, como los aceros, susceptibles de temple y de revenido y se pueden apreciar analogías de estructura entre los estados templados y revenidos de los aceros y los de estos bronces: aspecto acicular de la martensita en los estados templados; coloración mayor con los reactivos, al mismo tiempo que separación en láminas (estructura de Widmanstaetten) del constituyente proeutéctico, bajo el efecto del revenido (2).

Debe tenerse presente que con el bronce de aluminio se

---

(1) Según los estudios espectrográficos con rayos X realizados por algunos autores, estos fenómenos de precipitación de la cementita en el revenido estarían precedidos por la formación de una *martensita cúbica*, martensita de revenido o martensita α'', diferente de la *martensita tetragonal*, martensita de temple o martensita α', por deslizamiento, según la cara del cubo, del átomo de carbono que va a colocarse, como se indica en la figura 67, en el centro del tetraedro formado por los átomos de hierro.

(2) A. Portevin, C. R., t 171, 350, 1920 y Rev. Mét. 141, 1919.

puede obtener por temple, y sobre todo por temple y revenido, un mejoramiento simultáneo de todas las características mecánicas usuales: R, E, A, ρ (1).

Los fenómenos de temple parecen por otra parte complejos, al menos para ciertos bronces de aluminio (2).

Generalidad e interés del endurecimiento estructural o por precipitación

Para demostrar el carácter general de los fenómenos de temple estructural será suficiente recordar los efectos del endurecimiento por precipitación observados para el aluminio conteniendo Si, Be, Cu, Mg^2Si, Ag, Zn; para la plata conteniendo Cu, Cd, Cu^2Cd, Si, Cu^3Si, Cu^2Mg, Cu^2Sb, $MgZn^2$; para el cobre conteniendo Ag, Be, Cr, Co, Fe, Pd, Pt, Si, Be^2Si, Co^2Si, Cr^2Si, Mn^2Si, Ni^2Si, Ni^3P, Ti, Zn; para el oro conteniendo Cu, Fe, Ni, Ni^2Si, Co^2Si, Cr^2Si, PdZn; para el hierro (ferrita α o austenita γ) conteniendo B, Be, C, Ce, Cu, Mo, Nb, N, O, Ta, Ti, U, W, Zr; para el cobalto y el níquel conteniendo B, Be, Si, Ti; para el plomo conteniendo Bi, Ca, Sb, Sn; para el paladio y el platino conteniendo Au, Ag, o Cu; para el estaño conteniendo Pb; para el zinc conteniendo Al, Cd, etc. (3).

Lo particularmente interesante, es que el resultado depende de la diferencia entre las solubilidades en estado sólido en caliente y en frío y no de la solubilidad media, es decir, del contenido total en elemento, metal o compuesto definido agregado, y que, por consiguiente, puede obtenerse con dosis muy pequeñas de adición (es así que para el hierro basta 0,5 % de Ni o 0,04 % de C, para el cobre 0,8 % de Cr, para el aluminio 0,1 % de Be, etc); los aumentos de resistencia constatados pueden ser enormes con muy débiles porcentajes: esto ha permitido triplicar o cuadruplicar la resistencia en frío de ciertos metales y aleaciones blandas y dúctiles, como el cobre y las aleaciones de metales preciosos.

(1) A. Portevin y G. Arnou, Rev. Mét. XIII, 101, 1916.

(2) A. Portevin y P. Chévenard, C. R., t 183, p. 1143, 1926.

(3) Aquí citamos solamente el endurecimiento de los metales, pero este efecto se extiende naturalmente a todas las soluciones sólidas.

Los fenómenos se manifiestan haya o no disolución sólida completa durante el calentamiento y, por consiguiente, se aplican evidentemente, no sólo a las aleaciones donde se puede alcanzar en caliente un dominio "solución sólida" (aleaciones situadas a la izquierda del punto B de la fig. 59), sino también a las que hasta la fusión contienen la fase que entra en solución por calentamiento sin atravesar la línea oblícua de transformación (aleaciones solución α+M, situadas a la derecha del punto B de la fig. 59). Pero no hay que olvidar que la velocidad de revenido depende:

1) del exceso de concentración de la solución sólida sobresaturada, obtenida por hipertemple, con relación a la concentración de equilibrio correspondiente al estado recocido;

2) de la presencia de partículas de precipitado que forman núcleos de cristalización.

Si se toman dos aleaciones totalmente hipertempladas de concentraciones X y X_1, la velocidad de revenido será mayor para $X > X_1$, pero aún cuando la concentración de la primera haya descendido a X_1 a consecuencia de la precipitación en el revenido, la velocidad de revenido continuará siendo más elevada como consecuencia de la presencia de partículas del precipitado.

Hay que observar que el elemento endurecedor es muy a menudo un compuesto definido (o una fase intermedia del diagrama), formado por la adición al metal de base sea de un nuevo metal o elemento (ejemplo del Al^2Cu en el aluminio y el cobre, del Fe^3W^2 en el hierro), sea de dos nuevos elementos, como el Mg^2Si en el aluminio, el Ni^2Si en el cobre. De ahí proviene el interés de las aleaciones formadas por un metal con un compuesto definido y que se pueden encontrar considerando, en los diagramas ternarios, las secciones pseudo-binarias que pasan por un vértice del triángulo de referencia. Estos compuestos definidos pueden por otra parte ser nitruros, óxidos, sulfuros, fosfuros, etc.

Lo expuesto permite entrever toda una categoría de aleaciones cuyo estudio, ya empezado, abre nuevos campos de investigación y de aplicación.

Un punto característico que debe considerarse para esas aleaciones es la zona de temperaturas de endurecimiento, que se extiende desde la temperatura Θ_o del principio de revenido perceptible hasta la temperatura de principio de coalescencia, es decir, aquella en la que se opera el "envejecimiento" y que concuerda a menudo con la zona de recocido luego de un "écrouissage", estando relacionados ambos fenómenos con la movilidad de los átomos.

Merecen considerarse dos casos interesantes:

1) en los que esta zona de endurecimiento comprende la temperatura ambiente: son *aquellos de endurecimiento por revenido espontáneo,* como el duraluminio, que sólo puede ser conservado en estado templado dulce por permanencia a baja temperatura (el ejemplo del empleo de la nieve carbónica para los remaches de duraluminio);

2) en los que por el contrario, esta zona se encuentra a temperatura elevada, lo que permite realizar *aleaciones que conservan su dureza en caliente* y aún que endurecen en caliente (1) (caso particular de los aceros para herramientas para cortes rápidos), y que vamos a considerar a continuación.

Aleaciones que resisten y endurecen en caliente

Para utilizar estos fenómenos con el fin de realizar una aleación resistente en caliente, es principalmente necesario:

a) que el precipitado o segregado sea un constituyente muy rígido en caliente, para que desempeñe un papel de clavija que inmoviliza los planos de deslizamiento; como la viscosidad crece en la escala de las temperaturas con la fusibilidad y como, por otra parte, la dureza elevada se encuentra en ge-

---

(1) **Inversamente, estas últimas aleaciones permanecen en estado de temple, es decir en estado de solución sobresaturada a las temperaturas bajas y medias, inferiores a Θ_o; la concentración elevada de esta solución sólida permite la obtención de nuevas *aleaciones químicamente resistentes* (ejemplo de las austenitas al níquel ricas en tungsteno y en molibdeno; ver A. Portevin, Rev. Univ. Mines, 8, IV, 198, 1932 y Revue du Nickel, III, 75, 1932).**

neral en los compuestos definidos, se elegirá el precipitado con preferencia entre los compuestos definidos refractarios: boruros, carburos, siliciuros, tungsturos, etc;

b) que la zona térmica de precipitación sea tan elevada como sea posible y, en todo caso, superior a la temperatura de empleo. Como esta zona está en relación con la zona de recristalización después del "écrouissage" y, por consiguiente, con la zona térmica en que la viscosidad se hace sensible, se tomará como constituyente de base una solución sólida estable que presente esos caracteres y, por consiguiente, de concentración suficiente en metales refractarios y de metal de base conveniente.

Es de esta manera como partiendo del hierro como metal de base se recurrirá a las soluciones sólidas austeníticas (de hierro γ), por adición de níquel por ejemplo, con preferencia a las soluciones sólidas ferríticas (de hierro α) que recristalizan más fácilmente ([1]) y a las soluciones martensíticas inestables; soluciones a las que se incorporarán metales refractarios y elementos susceptibles de dar precipitados resistentes en caliente.

Como aplicaciones de estas reglas, citemos las austenitas con níquel-tungsteno, con níquel-molibdeno o con níquel-cromo-tungsteno, cuyas zonas de endurecimiento están situadas entre 650º y 950º y cuyos segregados son tungsturos, molibduros y carburos ([2]); se nota igualmente en este caso el efecto acelerador de las deformaciones, sea en frío ("écrouissage" previo), sea en caliente (forjado), sobre la precipitación.

Además de contribuir así a la obtención de la resistencia en caliente, se pueden citar otras consecuencias muy interesantes de estos fenómenos:

1) La precipitación determina no solamente el endurecimiento mecánico, sino también el "endurecimiento magnético", es decir, el aumento de fuerza coercitiva, requerido para la

---

(1) Las aleaciones ferríticas en caliente, realizadas por adición de Si, Al, Cr, Be, Zr, presentan mayor resistencia a la oxidación en caliente.

(2) Ver A. Portevin, E. Pretet y H. Jolivet, C. R., CXCIV, 1237, 1932, y Génie Civil, CI, 82, 1932.

fabricación de imanes permanentes. Esta propiedad se ha utilizado, destinando a este objeto los nuevos tipos de aleaciones: aleaciones al cobalto-tungsteno, al cobalto-molibdeno, o al níquel-aluminio.

Es de notar que el máximo de dureza magnética concuerda, en ciertos casos ("écrouissage", temple de aceros comunes para imanes) con el de la dureza mecánica, pero, en otros casos (ejemplo de las aleaciones Fe-W-Co), la fuerza coercitiva es mínima cuando la dureza pasa por un máximo.

2) Como ya lo hemos dicho, el endurecimiento por precipitación puede agregarse, en efecto, al del temple físico-químico: es el caso de la precipitación por revenido en las fases hipertempladas o templadas (solución γ o austenita y solución α o martensita de los aceros). Este hecho se utiliza en el tratamiento de los aceros de corte rápido, especialmente los aceros al cobalto-tungstento, cobalto-molibdeno, cobalto-titano, etc; por ejemplo, la adición de elementos como el titano en los aceros de corte rápido de alto contenido en tungsteno y en cobalto, procura, por revenido, un endurecimiento por precipitación con posibilidad de disminuir el contenido en carbono por debajo de los habituales (0, 5 %).

3) Impurezas o elementos cuya solubilidad en estado sólido se ignoraba o descuidaba, pueden dar lugar a fenómenos de endurecimiento inesperados o que han permanecido mucho tiempo sin explicación.

Para no citar más que un ejemplo en los aceros, el carbono había sido considerado (y lo hemos admitido hasta ahora para simplificar) como insoluble en el hierro α; determinaciones más precisas han demostrado que este elemento, bajo forma de Fe^3C, así como el nitrógeno, el cobre, el fósforo, etc., presentan una solubilidad variable con la temperatura, cuya curva representativa D C B tiene como coordenadas de sus puntos importantes (fig. 59) los valores del cuadro siguiente:

	Fe-Fe^{3}C	Fe-N	Fe-Cu
Saturación a la temperatura eutectoide (punto B)	720°;0,04 % C	580°;0,4 % N	810°;2,3 % Cu
Saturación en el cambio de curvatura o de inclinación (punto C)	a 500°;0,01 % C	a 400°;0,02 % N	a 600°;2 % Cu
saturación a la temperatura ambiente (punto D)	0,006 % C	0,001 % N	1,5 % Cu

Se puede pues, *en los aceros extra dulces, obtener endurecimientos por temple por debajo del punto de transformación, seguido de revenido espontáneo o por encima de la temperatura ambiente.*

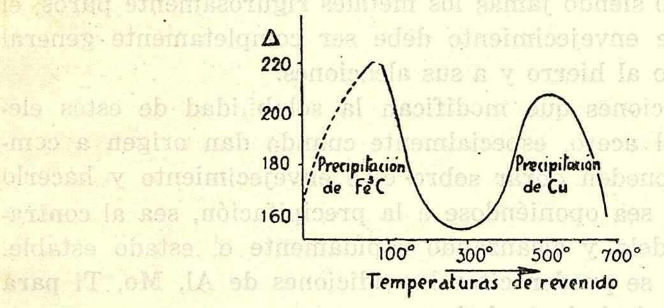


Figura 68 (según Koester).

En principio estos fenómenos no están limitados a los aceros extra-dulces y, más generalmente, a los productos situados a la izquierda del punto B de concentración máxima de la línea de solubilidad del constituyente M (carburo, nitruro o cobre); las aleaciones formadas de α + M experimentan las mismas variaciones de solubilidad, pero la conservación de M en solución sólida en estado de sobresaturado por temple puede hacerse menos fácil y menos eficaz como consecuencia de la presencia del exceso de M que tiende a hacer cesar la sobresaturación.

En los aceros extra-dulces al cobre, como hay siempre carbono presente, se observa, en las temperaturas de revenido crecientes, dos zonas de endurecimiento del acero previamente

templado (fig. 68); una, en la vecindad de la temperatura ambiente, debida a la precipitación del carbono; otra, hacia 500º, debida a la precipitación del cobre.

Las modificaciones debidas así al carbono y al nitrógeno (cuyo contenido es variable con el procedimiento de fabricación, siendo en conjunto máximo en el convertidor), bajo el efecto de los tratamientos térmicos y mecánicos, se manifiestan, no solamente sobre la dureza y las propiedades mecánicas, sino también sobre las propiedades magnéticas.

Como todos los constituyentes tienen teóricamente una solubilidad mutua variable con la temperatura, todas las impurezas o todos los elementos presentes en el acero (N, C, P, O,) pueden ser en *principio*, origen del envejecimiento; por la misma razón, no siendo jamás los metales rigurosamente puros, el fenómeno de envejecimiento debe ser completamente general y no limitado al hierro y a sus aleaciones.

Las adiciones que modifican la solubilidad de estos elementos en el acero, especialmente cuando dan origen a combinaciones, pueden obrar sobre este envejecimiento y hacerlo desaparecer, sea oponiéndose a la precipitación, sea al contrario acelerándola y alcanzando rápidamente el estado estable. Es así como se pueden citar las adiciones de Al, Mo, Ti para evitar el envejecimiento de los aceros.

4) El efecto determinante y acelerador de las deformaciones sobre la precipitación, unido al papel de ciertos elementos e impurezas que acabamos de indicar, explica varios fenómenos que permanecieron obscuros durante mucho tiempo: el envejecimiento mecánico y magnético y la fragilidad de revenido de los aceros.

Estos fenómenos de envejecimiento, y en particular el envejecimiento de los aceros, siguen, en función del tiempo y de la temperatura, la marcha de las curvas generales de la figura 62 que son características de los efectos de revenido luego del temple por variación de solubilidad.

En forma general, se puede atenuarlos o hacerlos desaparecer por un tratamiento de recocido o bien por la adición de elementos convenientes que actúan ya sea haciendo desapa-

recer la fase que precipita, ya oponiéndose a la precipitación, o, por el contrario, acelerando la precipitación y la coalescencia de este precipitado; pero las propiedades mecánicas no están estabilizadas en el tiempo a los mismos valores por estos diversos procedimientos.

Por otra parte, el efecto del "écrouissage" puede ser aprovechado para aumentar aún más la resistencia obtenida por precipitación, sea sometiendo al "écrouissage" las aleaciones tratadas, sea determinando la precipitación en aleaciones deformadas, si la zona de temperatura de precipitación se encuentra por encima de la temperatura de recristalización.

Las deformaciones permanentes por tracción y por compresión se producen mediante deslizamiento oblícuo, tanto en el conjunto (deformaciones comunes) como en los granos (planos de deslizamiento cristalinos) ; la precipitación empieza según estos planos de deslizamiento, por elevación de temperatura, o espontáneamente.

5) A la inversa de lo que pasa con la resistencia mecánica, el fenómeno de precipitación perjudica la resistencia química, no tanto por la heterogeneidad que resulta de la aparición de un segundo constituyente en la solución sólida madre, sino por la disminución de concentración de la solución sólida [1] que acompaña a la precipitación.

Este empobrecimiento y, por consiguiente, el ataque químico, permanece localizado alrededor de las partículas precipitadas en tanto que la difusión no haya uniformizado la concentración de la solución sólida. Cuando esta precipitación se efectúa, como se ha visto, en las juntas de los granos o según las líneas de deslizamiento, si ha habido deformación previa, estas regiones serán zonas de ataque preferente, lo que explica:

a) la manera de actuar de ciertos reactivos, tales como el reactivo cúprico de Fry, que, después de un ligero revenido (hacia 100º-200º) del acero dulce, revela las líneas, figuras o

---

(1) **Ver A. Portevin (Rev. Univ. Mines, 8, IV, 198, febrero 1932) : la condición de concentración predomina sobre la condición de homogeneidad.**

siluetas de deformación por ataque selectivo de las regiones más deformadas, en las que se han producido las precipitaciones finas, especialmente de los nitruros;

b) la corrosión o fisuración intergranular de ciertas aleaciones, tales como los aceros extra-dulces para calderas, y los aceros inoxidables austeníticos al cromo del tipo 18 Cr, 8 Ni, que se utilizan en estado hipertemplado (tratamiento efectuado hacia 1000-1100º, para llevar al estado de solución sólida los carburos o cementita en cromo). Cuando estos últimos aceros han sufrido un recalentamiento (en la soldadura, por ejemplo), las regiones que hayan alcanzado una cierta zona de temperatura, alrededor de 650º, bajo la acción de ciertos reactivos (por ejemplo las soluciones hirvientes ácidas de sulfato de cobre), sufren una corrosión intergranular o fisuración intercristalina que progresa en profundidad desagregando los granos de acero que pierden toda cohesión.

Esta fisuración reticular o intergranular debe ser relacionada con la *precipitación de carburos o cementitas complejas* en las juntas de los granos, acompañada de una *pérdida de concentración o empobrecimiento local* de la solución sólida formando una *red continua;* la corrosión se ve así aumentada localmente, como acaba de decirse, y se propaga en profundidad gracias a la continuidad de la red.

La alteración depende de la temperatura y de la duración del recalentamiento, pero es máxima hacia los 650º para el acero 18 Cr, 8 Ni ordinario; por encima de esta temperatura el depósito de carbono se hace visible al microscopio al mismo tiempo que, por aumento de la velocidad de difusión, si el tiempo de calentamiento es suficiente, se restablece la uniformidad de concentración de la solución sólida; esta compensación del empobrecimiento local de la solución sólida no se realiza a temperaturas más bajas.

Siendo así conocidos los factores del fenómeno se pueden considerar tres remedios: 1) evitar la precipitación de carburos; 2) evitar la pérdida de concentración que acompaña a la precipitación; 3) evitar la continuidad, en forma de red, en las zonas de precipitación.

1) Para evitar la precipitación del carburo se puede:

a) disminuir el contenido en carbono tanto más cuanto más prolongada sea la duración del calentamiento (es así que se admite que con C<0,07 se evita la corrosión intercristalina después de la soldadura);

b) tratar de aumentar la solubilidad del carburo, es decir, desplazar en II (fig. 69), hacia la derecha, la curva de solubilidad I de este constituyente, aumentando el poder disolvente de la solución sólida austenita por agregado de Ni, Mn, etc. Este procedimiento no ha dado resultados eficaces (Aborn y Bain, Houdremont, etc);

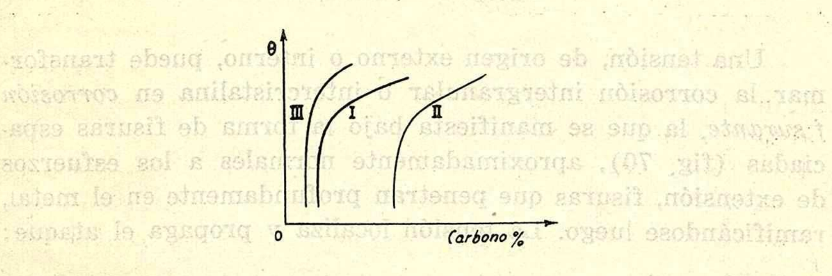


Figura 69

c) inversamente, estabilizar el carburo haciéndolo menos soluble a las temperaturas medias, es decir, tratar de obtener una curva de solubilidad III, (fig. 69) menos incurvada y más vertical que II, al menos en las temperaturas de trabajo.

Este resultado se obtiene por adición de elementos como Ti, V, Ta, etc, en proporción creciente con el contenido en carbono del acero (Krivobok, Aborn y Bain, Houdremont, etc).

Sólo hay entonces disolución por temples a temperaturas muy elevadas, hacia 1300º, después de los cuales el acero se hace de nuevo sensible a la corrosión intercristalina.

2) Para hacer desaparecer las disminuciones locales de concentración, se podrá proceder a un recocido de homogeneización por difusión, determinando la coalescencia de las partículas finas precipitadas en los confines de los granos; pero serían necesarias duraciones de recocido demasiado largas para lograr únicamente un resultado imperfecto.

3) En fin, para romper la continuidad de las zonas de precipitación que forman la red intergranular, se puede fragmentar o perturbar la estructura granular de la austenita, sea mecánicamente por "écrouissage" previo, que determina en el recocido una precipitación ulterior en los planos de deslizamiento y en los confines de los granos deformados, y producir después una recristalización por calentamiento por encima de la temperatura de recristalización, sea por la introducción de un elemento que favorezca la formación α (Si, Ti, V, Cr) produciendo en la austenita granos de ferrita.

Corrosión fisurante

Una tensión, de origen externo o interno, puede transformar la corrosión intergranular o intercristalina en *corrosión fisurante,* la que se manifiesta bajo la forma de fisuras espaciadas (fig. 70), aproximadamente normales a los esfuerzos de extensión, fisuras que penetran profundamente en el metal, ramificándose luego. La tensión localiza y propaga el ataque:

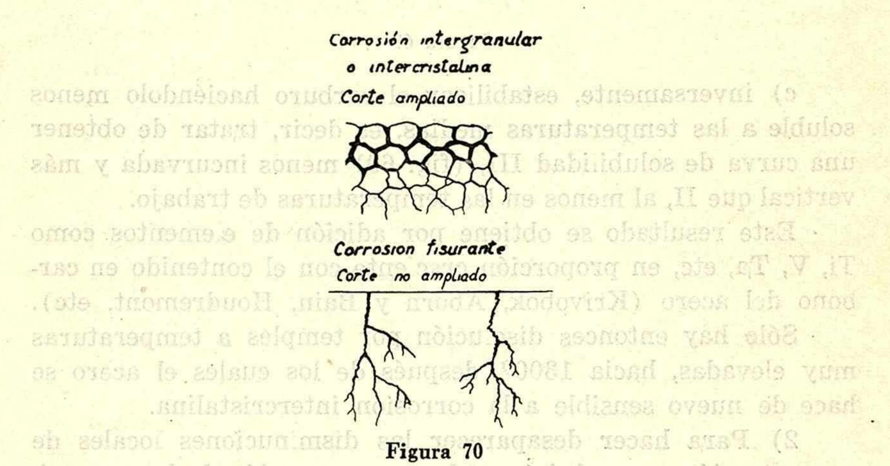


Figura 70

desde el momento en que el ataque químico se ha iniciado en un punto de la superficie del metal situado entre dos granos, la tensión tiende a ensanchar la fisura, lo que determina en el fondo de la entalladura una concentración local de los esfuerzos que

alcanzan en ese punto un valor elevado; hay pues a la vez penetración más fácil del líquido corrosivo en la fisura y aceleración de la velocidad de ataque en el fondo de la entalladura; por el contrario entre las dos fisuras la tensión desaparece. Resulta de esto que la fisura permanece localizada y se propaga rápidamente en extensión y profundidad.

La tensión puede ser de origen externo o interno, o sea resultar de un esfuerzo ejercido sobre la pieza, o existir bajo forma latente, como resultado de los tratamientos anteriores (tensiones de "écrouissage", de temple, de fundición, etc).

Estos fenómenos, que fueron observados por primera vez sobre latones que han sufrido primero el "écrouissage" y después la corrosión por el mercurio o el amoníaco o sus sales, han sido encontrados después para el acero (A. Portevin). Se los encuentra también en los hierro-níqueles sometidos a la acción del vapor o de los gases sulfurosos calientes, en los aceros inoxidables 18 Cr, 8 Ni sometidos a la acción de reactivos cúpricos que ocasionan la fisuración intercristalina (Strauss, Monypenny, Aborn y Bain, Hatfield, Houdremont, etc).

En resumen, el envejecimiento de los aceros se manifiesta principalmente por su acción sobre la dureza, la fragilidad, la forma de la curva de tracción y los fenómenos relacionados con la corrosión (figuras de "écrouissage", corrosión intergranular y fisurante).

Condiciones generales de temple de las aleaciones en estado sólido

Generalizando las nociones adquiridas, se puede enunciar un cierto número de condiciones o reglas de temple, aplicables a todas las aleaciones, que servirán como directivas al iniciar el estudio de sus tratamiento térmicos.

1) *Condición necesaria de temple.* Para que calentando a temperatura Θ pueda haber temple por el enfriamiento, hace falta evidente y necesariamente que la constitución química de equilibrio obtenida a Θ sea diferente de la constitución química de equilibrio a la temperatura ordinaria, porque si fuesen idénticas, no habría ninguna modificación en el trascurso del enfriamiento, cualquiera que fuese su velocidad.

Por consiguiente las posibilidades de temple de la aleación están definidas por el diagrama de equilibrio, el que determina las condiciones térmicas de la operación, es decir, las temperaturas inferior y superior de posibilidad de temple y las modificaciones físico-químicas en el calentamiento; por el contrario, no indica en manera alguna los resultados de temple, aunque se pueda a veces prever el sentido en que podrán ser modificadas ciertas propiedades físicas (resistividad, densidad) y químicas (corrosión) para una modificación determinada del estado físico-químico; *sólo la experiencia puede decidir sobre las condiciones y el interés del temple,* haciendo conocer el sentido y la intensidad de las modificaciones provocadas, especialmente en las propiedades mecánicas.

2) *Diversas circunstancias en que puede haber temple.* Es suficiente referirse a las diversas formas y disposiciones de los dominios de equilibrio de los diagramas para conocer las diferentes circunstancias en las que puede existir temple.

Teóricamente, excepto el caso en que, durante todo el ciclo térmico, se permanece en el interior de un mismo dominio de una sola fase, hay siempre posibilidad de temple, porque la concentración X de una fase de una mezcla jamás permanece rigurosamente constante cuando varía la temperatura. Prácticamente sin embargo, sólo se ha comprobado hasta ahora efecto de temple perceptible en dos circunstancias principales, cuando el calentamiento a la temperatura Θ está acompañado de:

a) Variación suficiente de la concentración X de al menos una fase α, integrante de la mezcla $\alpha + \beta$;

b) cambio de naturaleza de al menos una fase, es decir, aparición de una nueva fase γ.

No podemos considerar aquí todos los casos posibles [1], lo que nos llevaría demasiado lejos; nos limitaremos a *los dos casos siguientes e inclusive estos serán enunciados simplemente;*

---

(1) Para los otros casos, ver A. Portevin. Rev. Univ. Mines, 6, XV, pág. 352, 1922, y Rev. Mét, XIX p. 733, 1922.

el lector consultará para mayores detalles lo que hemos publicado en otras oportunidades (1).

A. *Estado inicial de dos fases*: $\alpha + \beta$.

1) *Obtención de la solución sólida* α *en un estado más o menos sobresaturado.* Es el caso más general de temple; a partir de estos estados, se realiza, por precipitación del exceso de β en solución sólida, el endurecimiento estructural correspondiente a un grado de dispersión crítica de las partículas de β precipitadas; este *endurecimiento estructural o por precipitación* desaparece por coalescencia de las partículas β precipitadas, es decir, por encaminamiento hacia el equilibrio estructural correspondiente a los estados recocidos.

Las propiedades dependen del contenido y de la forma de las partículas y de la manera en que estas están repartidas.

Estos fenómenos caen bajo la dependencia de los factores: temperatura, tiempo, deformación y estructura inicial;

2) *Obtención de una nueva fase* γ *existente sobre el diagrama.* Es necesario entonces sobrepasar durante el calentamiento la línea horizontal de equilibrio invariante $\alpha+\beta+\gamma$, correspondiente a la temperatura Θ inferior de la posibilidad de temple y, en el enfriamiento, sobrepasar una velocidad función de la temperatura de calentamiento θ_c para obtener estados de temple que contengan γ, a partir de los cuales se pueden igualmente observar, como anteriormente, los fenómenos de precipitación (y de endurecimiento) de α, de β o de $\alpha+\beta$.

3) *Obtención de una nueva fase o estado* α' *no existente en los diagramas de equilibrio o por lo menos en el diagrama de equilibrio estable.* La fase γ existente en caliente produce en el enfriamiento un constituyente α' que puede ser una fase perteneciente a un diagrama de equilibrio menos estable (lábil o metaestable) o un estado que no figura sobre ningún diagrama de equilibrio conocido y que puede concebirse como una etapa del pa-

(1) Por ejemplo A. Portevin: Introduction a l'étude de la chimie des alliages, Pascal "Traité de chimie minerale" tome XII, pág. 250, Masson, 1934.

saje de γ a α, como un estado cristalino intermedio entre γ y α.

Del mismo modo que en el caso anterior 2) el retorno al estado de equilibrio de estos estados intermedios puede estar acompañado de fenómenos de precipitación y de coalescencia como resultado del temple estructural (en el ejemplo de la martensita de los aceros, se tienen así los constituyentes tales como la troostita y la sorbita, agregados ultramicroscópicos).

B. *Estado inicial de una sola fase* α

1) Si se franquean durante el calentamiento los límites del dominio α, hay aparición de una o dos fases nuevas y se recae en fenómenos enteramente análogos a los que acabamos de indicar en A2 y A3;

2) *si no se sale del dominio* α, el diagrama no indica ningún cambio en lo referente al equilibrio, pero puede haber modificaciones de equilibrio interno de la fase α (tales como la disociación de los compuestos definidos o polímeros en solución), lo que sugiere la posibilidad de *temples monofásicos* análogos a los temples de los sistemas homogéneos, de los que se tienen ejempos clásicos en la disociación de las mezclas gaseosas.

Observación importante. Cuando se quiere relacionar el poder templante o la intensidad del temple con los resultados del análisis químico, es necesario previamente conocer bien el *mecanismo y los factores del temple,* por una parte, y los *principios de los procedimientos de análisis químico utilizados,* por otra.

Para una mejor comprensión citaremos a este respecto algunos ejemplos de importancia práctica.

1) En las aleaciones livianas templantes al magnesio, el factor de temple es la combinación Mg^2Si por su variación de solubilidad en el estado sólido en función de la temperatura; las características de temple deben por lo tanto estar relacionadas con el Mg^2 Si, es decir, con el *Mg o Si combinados* y no con los *Mg y Si totales* suministrados por el análisis químico elemental. Por lo contrario, los *Mg* o *Si* libres, es decir en exceso frente a la cantidad absorbida por la formación *de* Mg^2 *Si,* pueden disminuir el efecto de temple. Es por consiguiente necesa-

rio conocer el contenido en *Si* para apreciar el efecto del *Mg* e inversamente; se ha cometido durante mucho tiempo el error de considerar el magnesio como único factor de temple, por ignorar el mecanismo del fenómeno.

2) Obrando en sentido contrario señalemos el *Mn S* en las fundiciones, considerado desde el punto de vista del poder templante, o sea de la formación de la fundición blanca con carbono combinado, porque son el *Mn o el S libres,* es decir, en exceso frente al *Mn S* existente, los que favorecen el temple mientras que el *Mn S* puede ser considerado como inactivo. El estudio del poder templante en función de uno de los elementos *Mn* y *S* totales es ilógico y conduce a resultados a primera vista incoherentes; hay que conocer simultáneamente el *Mn* y el *S* para poder deducir el elemento libre activo.

3) En estas mismas fundiciones, en lo relativo a la formación de la fundición blanca, *Si* y *Al* son antitemplantes *cuando se hallan libres,* es decir, no combinados con el oxígeno bajo forma de $Si\ O^2$, Al^2O^3, silicatos y aluminatos. Ahora bien, los métodos analíticos corrientes determinan *Al* y *Si* en el estado de SiO^2 y Al^2O^3, es decir, no distinguen entre elementos y sus productos de oxidación; el resultado es un *contenido total o aparente* que puede comprender una cantidad mayor o menor de óxidos inactivos (esto depende especialmente de las condiciones de fusión y de solidificación: atmósfera, temperatura y duraciones alcanzadas, agitación etc., y de la presencia de otros elementos que influyen sobre la eliminación de los productos de oxidación). De ahí resulta la posibilidad de discordancias entre el poder templante y los resultados del análisis químico corriente.

Diversas categorías o tipos de estados templados

Los casos que acabamos de ver muestran que la consideración de las aleaciones que no se encuentran en equilibrio químico, al menos temporalmente, puede llevar a la obtención de tres categorías de estados llamados "templados", categorías que, de hecho, abarcan la inmensa mayoría de los ejemplos conocidos hasta hoy.

1) *Estados fuera de equilibrio correspondientes a estados de equilibrio a temperaturas más elevadas, o conservación parcial o total en frío del estado estable en caliente.* Estos difieren del estado de equilibrio en frío ya sea por la naturaleza, o por la concentración de las fases. Ejemplo: la austenita de los aceros o las soluciones sólidas sobresaturadas.

2) *Estados fuera de equilibrio correspondientes a fases no existentes sobre el diagrama* y que no se hallan por consiguiente, en equilibrio a ninguna temperatura. Se trata de estados intermedios entre los estables en caliente y los estables en frío. El ejemplo está dado por la martensita de los aceros, solución sólida α', menos alejada del equilibrio que la austenita, solución γ estable en caliente.

3) *Estados en equilibrio químico, pero llamados estructuralmente templados*, como consecuencia de la finura y de la distribución de las partículas de los constituyentes, habiéndose efectuado el retorno al equilibrio en condiciones (especialmente de temperatura) muy diferentes de las indicadas por el diagrama de equilibrio para las transformaciones durante el enfriamiento. Ejemplo: los estados duros de las aleaciones livianas de aluminio; la troostita de los aceros. En general se reserva este nombre de "estructuralmente templados" a los agregados de dos o más constituyentes cuyas partículas son lo bastante finas para no ser discernibles con los aumentos usuales en los microscopios con luz visible.

La existencia de más de un constituyente puede entonces ser probada experimentalmente, sea por el examen micrográfico con muy elevados aumentos (especialmente con luz ultravioleta), sea por la velocidad de ataque de los reactivos micrográficos, sea por la espectrografía con rayos X, sea por la consideración de las variaciones de las propiedades físicas (resistencia eléctrica, dilatación, dureza, etc).

Existen, como lo hemos dicho, en cada una de estas categorías, una infinidad de estados templados. Cuando una misma aleación da lugar a dos categorías de estados templados, se denomina hipertemple a la categoría más alejada del estado de equilibrio.

Se pueden combinar entre sí estos diversos casos de temple, lo mismo que los diversos efectos o categorías de estados templados.

Por ejemplo, los dos casos: 1) temple por variación de concentración de una fase α; 2) temple por aparición de una nueva fase γ (o α'), que hemos considerado, pueden combinarse entre sí. Es así como, si existe en caliente una fase γ, cuya concentración máxima es superior a la de α, es posible primero obtener por temple la fase γ fuera de equilibrio, después transformar γ en α sobresaturada, la que se hace así capaz de un endurecimiento estructural que sería imposible de obtener por la simple variación de concentración de α sola.

Igualmente, como lo hemos visto, se puede superponer el endurecimiento estructural a un efecto de temple o de hipertemple, es decir, determinar precipitaciones de carburos u otros constituyentes en la martensita y austenita de los aceros.

De manera que frente a aleaciones desprovistas de transformación, tales como los aceros austeníticos (con Ni, Mn, o Co) o ferríticos (con Cr, Si, Al, etc), los que no son, por consiguiente, susceptibles de ser endurecidos ni regenerados por tratamiento térmico, se pueden considerar diversos medios para endurecerlos:

a) acción de las deformaciones: "écrouissage";

b) endurecimiento estructural por introducción de elementos que dan origen sea a compuestos definidos o a una nueva fase con el hierro (Al, B, Be, W, Mo, etc), sea a carburos con el hierro y el carbono (Ti, V, W, Mo, Zr, etc);

c) endurecimiento físico-químico, haciendo reaparecer, al menos parcialmente, la transformación por acción de elementos que tienden a crear la forma alotrópica del hierro diferente de la presente, es decir, acción de elementos que propendan a originar α (Al, Si, B, Cr, V, Ti, Be, Mo, W) en los aceros austeníticos y a originar γ (Ni, Mn, Co) en los aceros ferríticos. Se provocan después las transformaciones por tratamiento térmico apropiado: revenido en el primer caso, temple en el segundo.

La reaparición de las transformaciones hace al mismo tiem-

po posible la afinación de la estructura que de otro modo sólo podría efectuarse por "écrouissage" y recocido, sucesivos o simultáneos.

En fin, nos queda por agregar, para ser completos:

4) *Temple común.* Se emplean igualmente las denominaciones temple, efecto de temple y estados templados para designar todas las otras modificaciones, especialmente modificaciones geométricas (deformaciones, cambios de forma y dimensiones) y la creación de esfuerzos internos (modificaciones del equilibrio elástico interno), que pueden ser la consecuencia de un tratamiento térmico sin que haya necesidad para ello de modificar el estado químico o el estado estructural.

La producción de estos esfuerzos o tensiones internas puede traer como consecuencia rupturas o fisuras, que se producen a veces con carácter brusco y explosivo, y en todo caso modifican, a menudo de una manera considerable, las propiedades mecánicas; estos fenómenos se conocen desde hace mucho tiempo para los vidrios (lágrimas batávicas) y son aprovechados (vidrios templados).

Hemos designado esta categoría de efectos y de modificaciones con el nombre de *temple común,* porque se extiende a todos los cuerpos y se manifiesta en ausencia de los fenómenos que hemos descrito bajo el nombre de temple, físico-químico y estructural; los efectos del temple común se superponen a estos últimos y, como son debidos a la no simultaneidad de las variaciones de volumen en toda la masa, están en relación con las transformaciones cuando éstas existen.

Analogía con los fenómenos de la solidificación

Los fenómenos de temple no son exclusivos de los sistemas enteramente sólidos; al contrario, volvemos a encontrar transpuestos en la transformación al estado sólido, los fenómenos ya hallados al examinar la solidificación de las aleaciones. Basta recordar:

1) las soluciones sólidas de concentración no uniforme después de la solidificación y, por consiguiente, fuera de equilibrio, consecuencia de una difusión nula o incompleta;

2) la subsiguiente aparición en la solidificación de constituyentes eutécticos o peritécticos fuera de los límites asignados por su dominio de equilibrio;

3) la aparición, en las aleaciones en sobrefusión, de constituyentes metaestables o lábiles, que figuran o no sobre los diagramas de equilibrio (ejemplo clásico de las fundiciones blancas con carburo de hierro, en condición metaestable o lábil frente a las fundiciones grises de grafito estable);

4) la variación posible del equilibrio interno de la fase líquida, de donde resultan las aleaciones pseudo-binarias con fenómeno de temple monofásico en el seno del líquido;

5) el endurecimiento por afinación de estructura (temple estructural) de las mezclas eutécticas.

También en las aleaciones completamente líquidas se volverían a encontrar los fenómenos de temple, tales como el temple físico-químico (variación de concentración) y el temple estructural (emulsión) de los sistemas de dos o más fases líquidas (ejemplo de las aleaciones cobre-plomo y cadmio-zinc); debemos observar que se ha podido comprobar en los sistemas formados por dos fases líquidas no miscibles, que el frotamiento interno de los sistemas emulsionados presentaba valores anormalmente elevados. (1)

CONCLUSIONES

Las nociones resumidas en esta exposición nos parecen útiles y aún necesarias, no solamente para comprender y, por consiguiente, practicar racionalmente los tratamientos térmicos, sino también para emplearlos juiciosamente, conocer todo lo que se puede esperar de ellos y utilizarlos con conocimiento de causa. En particular, no hay que olvidar que un producto templado está fuera de equilibrio o en equilibrio inestable, sea físico-químico, sea estructural, sea mecánico; es necesario pues que el revenido le de una estabilidad suficiente, es decir haga

(1) Ejemplo del sistema fenol-agua, estudiado por R. Kremann, F. Griengl y H. Schreiner (Comunicación a la Academia de Ciencias de Viena, 1932).

que la velocidad de su evolución ulterior en el tiempo sea prácticamente nula, o tal que el resultado de esta evolución no comprometa ni el fin al que se destina, ni la duración asignada a la pieza.

Esta última consideración es importante cuando la pieza, después del tratamiento térmico, debe sufrir calentamientos, para la ensambladura y el montaje (soldadura, remachado, cimbrado, etc), o que deba ser empleada a una temperatura superior a la ambiente; tampoco habrá que olvidarla cuando el revenido ha sido menos acentuado o cuando la pieza debe encontrarse sometida a ataques químicos.

Se deberá por consiguiente tenerla en cuenta particularmente en los aceros utilizados en estado hipertemplado o templado, sin revenido o con revenido espontáneo, como pasa con ciertas aleaciones de endurecimiento estructural.

Como lo hemos dicho, es necesario en este último caso, que a la temperatura de uso el máximo de dureza corresponda a una duración superior a la exigida a la pieza.

●

En definitiva, después de haber partido de consideraciones y de conocimientos experimentales simples, hemos completado poco a poco el problema, generalizando los fenómenos y conclusiones y extendiéndolos sucesivamente de los aceros ordinarios a los aceros especiales y a las fundiciones, de las aleaciones livianas de aluminio a todas las otras aleaciones y, por último, superponiendo o combinando los diversos casos considerados.

Esta presentación, apropiada para la enseñanza, y esta generalización, que evita el tener que hacer intervenir nociones preliminares suplementarias, más abstractas pero más rigurosas, no puede hacerse sin algunas simplificaciones un poco arbitrarias y discutibles. En particular, hemos pasado progresivamente e insensiblemente de las aleaciones binarias a las aleaciones ternarias y más complejas, de los aceros al carbono a los aceros especiales, conservando el mismo vocabulario y las mismas re-

presentaciones, tanto para los constituyentes como para las transformaciones, siendo evidente que esto es solamente muy aproximado.

En particular las nociones de "punto de transformación" o de "temperatura de transformación" deben ser reemplazadas por las de "intervalo de transformación" o "zona de transformación", sin olvidar que pueden multiplicarse cuando se aumenta el número de componentes.

Igualmente, el factor "ley de enfriamiento" ha sido reemplazado por el coeficiente "velocidad de enfriamiento" lo que evidentemente sólo es aplicable al caso ideal en que el enfriamiento siga una ley conteniendo un solo parámetro y que termine en la temperatura ambiente. Hubiéramos podido del mismo modo considerar enfriamientos de andamiento simple pero que terminan a una temperatura variable que podría ser tomada como parámetro o coeficiente de comparación, y después hubiéramos debido combinar esos dos casos simples.

Esta exposición, de acuerdo con nuestro único propósito, es pues solamente una *introducción al estudio de los tratamientos térmicos*, destinada a familiarizar con las nociones, fenómenos y leyes esenciales, y a hacer comprender la evolución de las ideas referentes a este asunto, con el fin de servir de punto de partida para un estudio más completo y más profundo.

TALLS. GRAFS. DE INSTITUTOS PENALES